

**CZESTOCHOWA UNIVERSITY OF TECHNOLOGY
FACULTY OF PRODUCTION ENGINEERING AND MATERIALS
TECHNOLOGY**

**Polish Association of Metallurgical Engineers and Technicians
Branch at Czestochowa University of Technology
Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov
Zaporozhye National Technical University
The National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnepropetrovsk
Technical University of Ostrava
Technical University of Košice**



**XVIII INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE
New technologies and achievements in metallurgy,
material engineering, production engineering and physics**

A collective monograph
edited by
Jarosław Boryca, Dorota Musiał

Series:
Monografie
Nr 68

Częstochowa 2017

CHIEF EDITOR

PhD, Eng. J. Boryca, PhD, Eng. D. Musiał

SCIENTIFIC COMMITTEE

The Chairman of International Scientific Committee

Dean of Faculty of Production Engineering and Materials Technology

Professor Marcin Knapiński

PROFESSORS:

Ashikhmin G.V., Bala H., Belikov S., Blacha L., Bobarikin Y.L., Bogatov A.A.,
Braszczyńska-Malik K., Chubina T., Chukin M.V., Chygyrinsky V.V., Cwudziński A.,
Danchenko V.N., Dobrowska J., Dovzhenko N.N., Dubov E.A., Dudek A., Dyja H., Fitzner K.,
Frączek T., Garbarz B., Golański G., Gun G.S., Guzik E., Hetmańczyk M., Hornak P., Iwaszko J.,
Kamkina L.V., Kawalek A., Kizek J., Kliber J., Knapiński M., Knosala R., Kodzhaspirov G.E.,
Koksharov V.A., Kolokoltsev V.M., Konopka Z., Konstanciak A., Korablev V.V., Korchunov A.G.,
Kucharska B., Kula P., Kulik T., Kutsova V.Z., Lazić L., Lezhnev S.N., Łabaj J., Major B., Majta J.,
Malinowski Z., Maltsev V.A., Mamuzic I., Markov A.M., Mashekov S.A., Mazur I.P., Michailov V.,
Mróz S., Nabialek M., Naizabekov A.B., Nitkiewicz Z., Paduch J., Pogodaev A.K., Polyakov P.V.,
Projdak J.S., Prusak R., Radomiak H., Rudskoj A.I., Rusz S., Rydz D., Sadkovi V.P., Sherkunov A.L.,
Sidelnikov S.B., Sieniawski J., Siwka J., Suliga M., Szczęśniak R., Szota M., Szota P., Szulc W.,
Śmieszek Z., Telejko T., Timoshin S.I., Teodorczyk A., Tolochko O.V., Velichko A.G., Warzecha M.,
Wiśniewska-Weinert H., Wyleciał T., Wyslocki J., Yeromin O.O., Zajemska M., Zasadziński J.,
Zięba P., Zinoviev A.V., Zolotov A.M., Zyska A.

THE ORGANIZING COMMITTEE

DSc, PhD, Eng. Henryk Radomiak, Associate Profesor – *Chairman*

DSc, PhD, Eng. Tomasz Wyleciał – *vice-chairman*

PhD, Eng. Jarosław Boryca – *secretary*

Members:

Teresa Bajor, Artur Durajski, Tadeusz Frączek, Bernadeta Gajda, Konrad Gruszka, Anna Kawalek,
Cezary Kolmasiak, Małgorzata Łągiewka, Dorota Musiał, Beata Pośpiech, Zbigniew Skuza,
Ewa Staniewska, Marek Warzecha, Rafał Wyczółkowski, Monika Zajemska

REVIEWERS

Bajor T., Bałaga Z., Banaszek G., Boryca J., Cwudziński A., Derda W., Dudek A., Dyja H., Frączek T.,
Jarosik M., Kawalek A., Knapiński M., Koczurkiewicz B., Kolmasiak C., Konopka Z., Konstanciak A.,
Krawciak M., Kukuryk M., Laber K., Łągiewka M., Michalczyk J., Mróz S., Musiał D., Nabialek M.,
Nadolski M., Prusak R., Radomiak H., Rydz D., Staniewska E., Szota M., Szota P., Tomczyński Sz.,
Wieczorek P., Wyczółkowski R., Wyleciał T., Zajemska M., Zyska A.

TECHNICAL EDITORS

MSc, Eng. Konstanciak S., PhD, Eng. Boryca J., PhD, Eng. Musiał D.

COVER DESIGN: PhD, Eng. Kamila Sobczak

ISBN 978-83-63989-51-4

ISSN 2391-632X

© Copyright by Wydawnictwo Wydziału Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów
Politechniki Częstochowskiej

Printed in **Partner Poligrafia Andrzej Kardasz, 15-703 Białystok, Zwycięstwa 10**

Circulation 200 copies

Szanowni Państwo

Kontynuując wieloletnią tradycję naszego Wydziału mamy wielką przyjemność oddać w Państwa ręce kolejny zbiór Materiałów Konferencyjnych z XVIII Międzynarodowej Konferencji „Nowe technologie i osiągnięcia w metalurgii, inżynierii materiałowej, inżynierii produkcji i fizyce”. Konferencja ta jest wydarzeniem naukowym organizowanym przez Wydział w ramach tradycyjnych obchodów „Dnia Hutnika”. Pomimo, że obecnie w nazwie Wydziału nie występuje słowo metalurgia, to jednak nasze środowisko akademickie jest bardzo mocno związane z tą dyscypliną naukową.

Należy przypomnieć, że Wydział nasz powstał w 1950 roku, jako Wydział Metalurgiczny utworzony głównie w celu kształcenia kadr inżynierskich dla rozwijającej się Huty im. Bolesława Bieruta, obecnie ISD Huta Częstochowa sp. z o.o. Dynamiczna działalność naukowa kadry akademickiej, prowadzona przez kolejne lata istnienia naszej Jednostki doprowadziła do uzyskania pełnych praw akademickich w dwóch dyscyplinach naukowych: metalurgii i inżynierii materiałowej oraz prawa nadawania stopnia doktora nauk technicznych w dyscyplinie inżynieria produkcji. Od kilkunastu lat w dorobek naukowy Wydziału wpisują się wysoko oceniane w kraju i na świecie badania prowadzone w zakresie fizyki technicznej.

Tradycyjny „Dzień Hutnika” świętowany w maju w wielu zakładach metalurgicznych oraz uczelniach kształcących metalurgów, jest związany z przypadającym na dzień 4 maja wspomnieniem Św. Floriana, patrona m. in. strażaków i hutników. Podczas obchodów święta organizowane są różne wydarzenia naukowe i kulturalne, do których można zaliczyć seminaria naukowe, konferencje międzynarodowe, czy też biesiady hutnicze. Jest to bardzo dobry czas do spotkań przedstawicieli przemysłu (często absolwentów danej uczelni) z ludźmi nauki. Jest to forum wymiany informacji o możliwościach badawczych jednostek naukowych, nowych technologiach i innowacyjnych produktach oraz potrzebach przemysłu. Wielokrotnie podczas takich spotkań powstawały pomysły na nowe projekty, owocujące wdrożeniem innowacyjnych rozwiązań technicznych w zakładach produkcyjnych. Mamy nadzieję, że nasza Konferencja i wydarzenia towarzyszące obchodom „Dnia Hutnika” na Wydziale będą również dobrą okazją do nawiązania nowych kontaktów naukowych i podjęcia współpracy.

Poza działalnością naukową, istotą istnienia wydziału uczelni wyższej jest kształcenie studentów oraz dbałość o ich rozwój naukowy. Starając się sprostać

tym zadaniom, a jednocześnie starając się umożliwić młodym ludziom prezentację wyników swojej działalności naukowej, Wydział organizuje w tym roku kolejną, XLI Studencką Konferencję Naukową „Innowacje w Inżynierii Produkcji, Technologii Materiałów i Bezpieczeństwie”. Spotkanie to cieszy się dużym uznaniem w polskim środowisku studentów kierunków technicznych i w każdym roku na nasz Wydział przyjeżdża około 150 studentów reprezentujących techniczne ośrodki akademickie w Polsce i na świecie. Są to głównie studenci zrzeszeni w kołach naukowych, którzy pragną przedstawić, na forum szerszym niż własna uczelnia, wyniki swoich badań naukowych, rozwiązań konstrukcyjnych lub technologicznych.

Szczególnym elementem tegorocznych obchodów „Dnia Hutnika” będzie sesja naukowa poświęcona Jubileuszowi 70-lecia m. dhc. prof. dr hab. inż. Henryka Dyi. Profesor jest związany z naszym Wydziałem od początku swoich studiów wyższych, był Rektorem Politechniki Częstochowskiej, wielokrotnie Dziekanem naszego Wydziału, a obecnie pełni funkcję Dyrektora Instytutu Przeróbki Plastycznej i Inżynierii Bezpieczeństwa oraz Prodziekana ds. Infrastruktury i Współpracy.

Niniejszy zbiór opracowań wyników badań naukowych stanowi przegląd prac realizowanych głównie przez młodych naukowców, w tym studentów studiów doktoranckich. Mamy nadzieję, że zawarte w nim wiadomości będą użyteczne dla studentów, doktorantów, pracowników nauki oraz przedstawicieli przemysłu i przyczynią się do rozwoju polskiej nauki. W tym miejscu pragnę bardzo serdecznie podziękować wszystkim Autorom za trud włożony w przygotowanie publikacji, Recenzentom i Członkom Komitetu Naukowego za opracowanie opinii o nadesłanych pracach i życzliwe wskazówki dla młodych Autorów artykułów oraz Komitetowi Organizacyjnemu Konferencji za wszystkie działania związane z przygotowaniem tego wydarzenia. Jednocześnie wszystkim uczestnikom Konferencji chciałbym życzyć udanych obrad w sekcjach, nawiązania nowych kontaktów naukowych oraz radości z udziału w imprezach towarzyszących.

Dziekan Wydziału Inżynierii Produkcji
i Technologii Materiałów

dr hab. inż. Marcin Knapiński, prof. PCz





Prof. zw. dr hab. inż. Henryk Dyja

JUBILEUSZ 70-lecia

Prof. dr hab. inż. Henryk Dyja jest znanym w kraju i za granicą uczonym, specjalistą w dziedzinie przeróbki plastycznej metali. Swoją dotychczasową, 46-letnią karierę naukową poświęcił problematyce teorii i technologii procesów przeróbki plastycznej stali, metali nieżelaznych i materiałów funkcjonalnych, w tym materiałów bimetalowych i trójwarstwowych. Główne osiągnięcia Profesora dotyczą modelowania procesów walcowania, wyciskania, kucia swobodnego i matrycowego, a także badaniom reologicznym metali i stopów. Duża część jego badań dotyczyła teorii i technologii procesów zgrzewania (łączenia) metali metodą dyfuzyjną i wybuchową oraz metod umacniania metali za pomocą energii materiałów wybuchowych.

Dorobek naukowy prof. H. Dyi jest ulokowany w dyscyplinach: metalurgia, inżynieria materiałowa i inżynieria produkcji. Obejmuje około 950 prac opublikowanych i ponad 300 opracowań i projektów niepublikowanych. Jest autorem 6 patentów i 10 wniosków racjonalizatorskich. Opracował i wdrożył do przemysłu kilkadziesiąt rozwiązań technologicznych z zakresu procesów przeróbki plastycznej. Prof. Henryk Dyja stworzył w Politechnice Częstochowskiej szkołę naukową przeróbki plastycznej. Wypromował 27 doktorów nauk technicznych, z których 2 uzyskało tytuł profesora, a 6 uzyskało stopnie doktora habilitowanego. Wypromował ponad 100 magistrów inżynierów i inżynierów.

W latach 1996÷1999 był kierownikiem Katedry Przeróbki Plastycznej Metali, a od r. 1999 pełni funkcję dyrektora Instytutu Przeróbki Plastycznej i Inżynierii Bezpieczeństwa. W 2001 roku został członkiem Akademii Nauk Szkół Wyższych Ukrainy. Przebywał na stażach naukowych, m.in. w USA, Brazylii, Szwecji, Belgii, Wielkiej Brytanii, Rosji, Chinach, Korei, Czechach, na Ukrainie i w Kazachstanie. W latach 1990÷1996 był prodziekanem ds. nauki, a w kadencjach 1996÷2002, 2005÷2012 dziekanem Wydziału Inżynierii Procesowej, Materiałowej i Fizyki Stosowanej. W kadencji 2002÷2005 pełnił

funkcję Rektora Politechniki Częstochowskiej. Obecnie jest prodziekanem na macierzystym Wydziale.

Od 1990 roku jest członkiem Komitetu Metalurgii PAN, a także wielu towarzystw naukowych i technicznych, oraz działaczem SITPH. Jest członkiem Rad Naukowych: Instytutu Metalurgii Żelaza im. Stanisława Staszica w Gliwicach i Instytutu Obróbki Plastycznej w Poznaniu. W latach 2007÷2016 był członkiem Centralnej Komisji ds. Tytułu i Stopni Naukowych. Jest członkiem Kolegiów Redakcyjnych czasopism: „Hutnicke Listy” (Czechy), „Metalurgical and Mining Industry” (Ukraina), „Vestnik MGTU” (Magnitogorski Państwowy Uniwersytet Techniczny), „Proizvodstvo prokata” (Moskwa), „Humanities & Science University Journal” (Sankt Petersburg), a od 2016 r. przewodniczącym Rady Naukowej czasopisma „Hutnik”.

Uzyskał liczne nagrody i wyróżnienia. Był 7-krotnie wyróżniony Nagrodą Ministra Edukacji Narodowej i Sportu, wielokrotnie nagrodami Rektora Politechniki Częstochowskiej i ponad 30-krotnie medalami i wyróżnieniami na wystawach światowych. Jest Kawalerem Orderu Odrodzenia Polski, został odznaczony m.in. Medalem Komisji Edukacji Narodowej oraz Złotym Medalem za Długoletnią Służbę.

Został wyróżniony tytułem Doktora Honoris Causa przez Narodową Akademię Metalurgiczną Ukrainy w Dniepropietrowsku (2001 r.), Państwowy Uniwersytet Technologiczny – Moskiewski Instytut Stali i Stopów (2004 r.), Uniwersytet Techniczny w Sankt Petersburgu (2010 r.), Politechnikę Częstochowską (2013 r.), Państwowy Uniwersytet Techniczny w Zaporoziu (2014 r.) oraz przez Karagandyjski Państwowy Uniwersytet Techniczny (2015 r.).

Spis treści

1.	BELOKON Y., ZHEREBTSOV A., BELOKON K. "The formation of intermetallic compounds in self-propagation high-temperature synthesis conditions"	14
2.	КАМКИНА Л.В., МЯНОВСКАЯ Я.В., АНКУДИНОВ Р.В., БЕЗШКУРЕНКО А.Г., НАДТОЧИЙ А.А. „Интенсификация дефосфорации карбонатных марганцевых руд”	19
3.	КАРАКАШ Е.А. „Использование систем тепловых насосов на доменных печах”	24
4.	КОВАЛЁВ Д.А., ВАНЮКОВ А.А., КАМКИНА Л.В., ТУРИЩЕВ В.В. „Металлургические свойства гранулированного углеродсодержащего железофлюса и его применение”	28
5.	МЯНОВСКАЯ Я.В., ПРОЙДАК Ю.С. „Физико-химические особенности термической дефосфорации марганцевых руд ”	34
6.	ПРОЙДАК Ю.С., КУЦОВА В.З., МЕШАЛКИН А.П., КАМКИН В.Ю., КОНСТАНЧАК А., СИНИЦИН Я.С. „Внепечная обработка электростали опытными шлакообразующими смесями с целью получения низкоуглеродистой стали”	38
7.	ВЕЛИЧКО А.Г., ГАСИК М.И., ДУЮНЬШЕН „Рафинирование высокомарганцовистого расплава при выплавке среднеуглеродистого ферромарганца в конвертере с донным дутьем”	42
8.	AGRAVAL P., TURCHANIN M., DREVAL L. "Thermodynamic assessment of the glass-forming Fe-(Ti, Zr, Hf) systems"	47
9.	КУЦОВА В.З., КОВЗЕЛЬ М.А., ГРЕБЕНЕВА А.В., ШВЕЦ П.Ю., ZYSKA A., KONOPKA Z. „Влияние структуры, фазового состава и свойств на износостойкость хромомарганцевых чугунов в литом состоянии в условиях трения при повышенной температуре”	53
10.	МИРОНОВА Т., ПЕТРУША А. „Исследование возможности применения белых чугунов для пальцев траков тракторов”	60
11.	ПРОЙДАК Ю.С., МЕНЯЙЛО Е.В., ПРОЙДАК А.Ю., ХРЫЧИКОВ В.Е. „Температурно-временные режимы питания усадки массивных стальных отливок”	65
12.	РЕРУАКН S., KOSTIKOVA E., МАТУКНА М., USENKO R., МАТВЕЕВА М., КЛИМОВИЧ В. „Жидкостекольное покрытие на поверхности выплавляемой модели отливки”	70
13.	РЕРУАКН S., МАТВЕЕВА М., MAZORCHUK V., КЛИМОВИЧ В. „Фазовые напряжения в отливке”	74

14.	СЕЛИВЕРСТОВ В.Ю., ДОЦЕНКО Ю.В., ДОЦЕНКО Н.В., СЕЛИВЕРСТОВА Т.В. „Воздействие вибрационной обработки на макроструктуру отливок из алюминиевого сплава эвтектического состава”	78
15.	ШАПРАН Л.А., ХИТЬКО А.Ю., ИВАНОВА Л.Х. „Разработка конструкции ролика для мнлз”	85
16.	VODOPYANOVA A., DREVAL L., AGRAVAL P., TURCHANIN M. ”Investigation of the components interaction in the liquid glass-forming Ni-Ti-Hf alloys”	88
17.	YEVTUSHENKO N.S., PONOMARENKO O.I. „Экологически чистые холоднотвердеющие смеси на олигофуорфурилоксисилаксановых связующих для литейных форм и стержней”	92
18.	PAYMAN ABHARI ”Investigation of fracture moment in radial extrusion process by finite element method”	97
19.	ALIIEVA L., GONCHARUK C. ”Technological possibilities of combined radial - longitudinal extrusion process”	102
20.	ALIIEVA L., ALIIEV I., KARTAMYSHEV D. ”Combined radial - forward extrusion of hollow parts like cups”	108
21.	АНДРЕСВ В.В., КОНОВОДОВ Д.В., АШКЕЛЯНЕЦЬ А.В., ДУЖА Н. „Исследование условий деформации сплава системы Al-Mg-Sc в процессе свободной ковки и горячего прессования”	114
22.	BELSKY S.M., MAZUR I.P., LEZHNEV S.N., PANIN E.A. ”New effects of use of the anti-bending system of work rolls during thin-sheet rolling”	124
23.	BOBARIKIN YU.L., RADKIN YA. ”Forecasting and reduction of the rolling tool wear during continuous rolling of rough tubes”	129
24.	BOBARIKIN YU.L., MARTYANOV YU.V., VEDENEEV A.V. ”Effect of deformation parameters of steel cord before lapping on straightness”	133
25.	БОБУХ А.С., ДУЖА Н., ФРОЛОВ Я.В. „Развитие метода расчета рационального режима деформации при холодной пильгерной прокатке котельных труб с учетом несимметричности формоизменения металла”	142
26.	ЧИГИРИНСКИЙ В.В., ЛЕНОК А.А., ДЫЯ Х., КНАПИНСКИ М. „Двухкупольная эпюра контактных напряжений в пространственной задаче теории пластичности”	154
27.	ЧИГИРИНСКИЙ В.В., ПУТНОКИ А.Ю., МАЗУР В.Л., ДЫЯ Х., КНАПИНСКИ М. „Динамическое моделирование переходных процессов прокатки в смежных клетях непрерывного стана”	165
28.	ДЁМИН Д.О., ЛАБУТИНА Т.М., АКСЕНОВ С.А., МАЗУР И.П. „Компьютерное моделирование процесса сортовой прокатки на гладкой бочке”	173

29.	ЕРШОВ С.В., КРАВЧЕНКО Е.А., ГАВРИЛИН С.Ю., АНДРЕЕВ В.В. „Исследование износа калибров при прокатке катанки в условиях среднесортно-проволочного стана 400/200”	177
30.	ГОРБЕНКО А.И., ГОРБЕНКО И.И., МАТЮХИН А.Ю., ШИРОКОБОКОВ В.В. „Определение напряженно-деформированного состояния согнутой профильной трубы”	182
31.	ГРИНКЕВИЧ В.А., ДУЖА Н., ЧУХЛЕБ В.Л., АШКЕЛЯНЕЦ А.В., BANASZEK G. „Исследование кузнечной операции протяжки при реализации схемы деформации «проходами» путем математического моделирования”	188
32.	ГУЛЬ Ю.П., ИВЧЕНКО А.В., ЧМЕЛЕВА В.С., МАЧУСКАЯ Н.Д., ДУЖА Н. „Оборудование для производства арматуры, упрочняемой теплой и холодной деформации”	195
33.	GUL YU.P., IVCHENKO A.V., KONDRATENKO P.V., SHMELEVA V.S., PERCHUN G.I. “Basic directions of technology development of high-strength bolts production”	200
34.	КОНОВОДОВ Д.В., МОКИЕВЕЦ А.В. „Влияние коилбокса на изменение температуры полосы при горячей прокатке”	204
35.	МАКЕЕВА А.С., РЕМЕЗ О.А., УВАРОВ И., КУЗЬМЕНКО А.С. „Исследование процесса пластической деформации совместной горячей прокатки двух алюминиевых полос с алюминиевой проволокой”	212
36.	МАЗУР В.Л. „Современные задачи теории и технологии прокатки: возможности и пути решения”	218
37.	НАБАТЧИКОВ Д.Г., АЛЕКСЕЕВ Д. Ю., МАЛЬКОВ М.В., МИШУКОВ М.В., ШИШЛОНОВА А. Н. „Определение рациональной стратегии контролируемой прокатки ультрахладостойкого листового проката”	224
38.	NAYZABEKOV A.B., LEZHNEV S.N., KURAPOV G.G., KNAPIŃSKI M.J., VOLOKITIN A.V. „Влияние процесса «прессование-волочение» на микроструктуру деформируемой алюминиевой проволоки”	230
39.	NAIZABEKOV A., LEZHNEV S., ARBUZ A. „Определение оптимальных параметров совмещения винтовой прокатки и равноканального углового прессования в один процесс”	234
40.	ПРОЙДАК Ю.С., КУЦОВА В.З., СТЕЦЕНКО А.П., КОТОВА Т.В., ДУЖА Н., KAWAŁEK A. „Структура и свойства горячекатаной низкоуглеродистой стали после интенсивной пластической деформации”	242
41.	ПРОЙДАК Ю.С., КУЦОВА В.З., СТЕЦЕНКО А.П., КОТОВА Т.В., ДУЖА Н., KAWAŁEK A. „Влияние комбинированной пластической деформации на формирование тонкой структуры и свойств горячекатаной стали 01ЮТ”	247

42.	SMYRNOV Y.N., SKLYAR V.A., BELEVITIN V.A., SMYRNOVA T.Y. “Studying the behavior of central discontinuities of continuously cast billet in rolling process in breakdown stand”	251
43.	СОЛОМОНОВ К.Н., ТИЩУК Л.И., ФЕДОРНИН Н.И. „Закономерности формообразования плоской заготовки в процессах ковки и штамповки”	258
44.	ШИРЯЕВ О.П., КОРЧУНОВ А.Г., ПИВОВАРОВА К.Г. „Управление качеством арматурных канатов для строительных конструкций ответственного назначения ”	266
45.	ШЕЙКО С.П., ДЕМЧЕНКО Н.Н. „Исследование структурных превращений при пластической деформации низколегированной стали”	271
46.	TAMILA V.A., LIAUKOVICH V.V. “Wall thickness variation of a hollow billet at helical rolling”	277
47.	ВАСИЛЕВ Я.Д., ЗАМОГИЛЬНЫЙ Р.А., САМОКИШ Д.Н., ИВАНЬКО В.И. „Разработка технологии производства тонкой жести одинарной прокатки в условиях мини комплекса с двухклетьевым реверсивным станом”	282
48.	ВОРОШИЛОВ Д.С., СИДЕЛЬНИКОВ С.Б., ЯКИВЬЮК О.В., САМЧУК А.П., ШАБАРИН П.Н. „Разработка способов и оборудования для промышленного освоения процессов получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al-PЗМ с применением методов совмещенной обработки”	290
49.	ЗУБКО Ю.Ю., ФРОЛОВ Я.В., АШКЕЛЯНЕЦ А.В. „Влияние геометрии инструмента на течение металла при нркуп”	296
50.	ZHBANKOV I.G. „Ковка слитков для энергетического машиностроения на основе схем кобинированного термо-механического действия”	303
51.	ЕРНИМЕНКО А. , PROYDAK YU., GUBENKO S. „Анализ процессов, определяющих структуру лент из сплава Pb-Ca-Sn для электрохимических аккумуляторов, полученных способом непрерывной разливки-прокатки”	310
52.	ГУЛЬ Ю.П., ИВЧЕНКО А.В., КОНДРАТЕНКО П.В., ЧМЕЛЕВА В.С. „Формирование структурного состояния и комплекса свойств холоднодеформированных изделий на основе использования синергетических эффектов”	315
53.	ИВЧЕНКО А.В., ГУЛЬ Ю.П., ТЕСЛЮК Н.О., ГУНЬКИН И.А., ЯКУШЕВ А.С., КОВАЛЕНКО В.Ф. „Сравнительный анализ огнесохранности арматуры класса прочности 500 МПа различных производств”	319
54.	ЛАЗАРЕВА А.И., КОПЦЕВА Н.В., НИКИТЕНКО О.А. „Влияние нагрева на структуру и микротвердость лазерных сварных соединений полосы из низкоуглеродистой стали”	325
55.	ОСЕННИЙ В.Я., МАКЕЕВ С.Ю., ОСЕННЯЯ Н.В., ХОЛЯВИК О.В. „Повышение эффективности плазменно-механической обработки марганцовистых сталей”	329

56.	PILARSKA M., RYSZKO K., FRĄCZEK T. „Zastosowanie metody BALTEST-M do oceny jakości struktury warstw wierzchnich wytworzonych na tytanie technicznym Ti99.2”	337
57.	ПРОЙДАК С. „Повышение механических и антикоррозионных свойств безникелевой нержавеющей стали оптимизацией химического состава”	341
58.	ШАЛОМЕЕВ В.А., ЦИВИРКО Е.И., АЙКИН Н.Д., ШЕЙКО С.П., КНАПИНСКИ М., ДЫЯ Х. „Разработка нового биорастворимого магниевое сплава для остеосинтеза”	345
59.	WÓJCIK G., MICHALSKI J., KUCHARSKA B. „Charakterystyka warstw wytworzonych na różnych stalach i w różnych warunkach azotowania LPN”	349
60.	BORYCA J., ŻABICKI I. „50 lat Studenckich Obozów Naukowych Politechniki Częstochowskiej w Sielpi (1967÷2017)”	353
61.	ЕРЁМИН А.О., ВОРОБЬЁВА Л.А., ЗАЈЕМСКА М., RADOMIAK H. „Исследование рециркуляции в регенеративной нагревательной печи”	372
62.	ГУПАЛО Е.В., ЕРЁМИНА О.Л., BORYCA J. „Оценка экономической эффективности реконструкции кольцевой печи”	378
63.	МАТУХНО Е.В. „К вопросу о постановке задач и выборе методик по защите окружающей среды от загрязнений”	384
64.	РОМАНЬКО Я.В., РОМАНЬКО Н.В. „Применение дополнительной системы отопления в нагревательной печи периодического действия с регенеративными горелками”	389
65.	ZAJEMSKA M., MAROSZEK A., SZWAJA S. „Analiza składu chemicznego gazowych produktów toryfikacji ślazowca pensylwańskiego”	395
66.	CHUBINA T., PIDHORETSKYI Y. „Характеристика управленческой деятельности руководящих кадров в сфере пожарной безопасности – важная составляющая механизма реализации государственной кадровой политики”	400
67.	DEMESHOK V., ZALEVS’KA A., LUTSENKO YU., TYCHENKO O. “Calculation method for evaluating the fire resistance of timber slabs with use the Finite Elements Method”	405
68.	DULHEROV A., OTROSH Y. ”The fire resistance evaluation of the wall of lift shaft”	410
69.	KOSTENKO V., KOSTENKO T. “Scoring method of radiation component of heat load on workers in hot productions”	414
70.	KOSTENKO T., MAIBORODA A., POKALIUK V., NUIANZIN O., NESTERENKO A. “Modeling of transportation processes in thermal suits with heat extraction”	422

71.	КОВАЛЕВ А.И., ЗОБЕНКО Н.В., ОЛИЙНЫК И.Я. „Определение характеристики огнезащитной способности покрытий металлических конструкций при их испытаниях в условиях температурного режима углеводородного пожара”	427
72.	МЕЛЬНИК О.Г., МЕЛЬНИК Р.П., ТОМЕНКО М.Г. „Проблема надежности срабатывания систем пожарной сигнализации на промышленных объектах”	431
73.	NEKORA O., MEDVID B., OMELCHENKO A., POZDIEIEV S. “The evaluation of fire resistance for reinforced concrete beam with use experimental-calculation method”	434
74.	POZDIEIEV S., NUIANZIN O., SIDNEI S. „Вычислительное исследование эффективности испытаний на огнестойкость несущих стен в огневых печах разной конфигурации”	439
75.	TSVYRKUN S. „Информационные технологии в подготовке специалистов пожарной безопасности”	444
76.	YANISHEVSKA A., DANIL V. “Exploration safety of buildings with heat insulation facades by potentially fire-hazardous materials”	450
77.	КАУТ О., АНИЩЕНКО Л. „Страхование рисков промышленных предприятий”	455
78.	КОВАЛЬЧУК К.Ф., ФРИМАН И.М., ФРИМАН Е.М. „Стратегический характер управление человеческим капиталом”	461
79.	KVASOVA L., KOVALCHUK K., PROYDAK Yu. “Cross-cultural peculiarities of international business in Ukraine”	465
80.	ПРОЙДАК Ю.С., ФРИМАН И.М., ФРИМАН Е.М. „Роль и принципы управления человеческим капиталом в современных условиях хозяйствования”	474
81.	ПРОЙДАК Ю.С., КОЗЕНКОВА Н.П., КОЗЕНКОВ Д.Е. „Лизинг как способ обновления основных средств промышленного предприятия”	478
82.	СМИРНОВ Е.Н., СМЕРНОВА Т.Е., СКЛЯР В.А., БЕЛЕВИТИН В.А. „Оценка экономической эффективности использования мелющих шаров повышенной группы твердости и меньшего диаметра”	484
83.	ВИШНЕВСКАЯ М., ШПОРТЬКО А., КОЗЕНКОВ Д. „Методика расчета показателя инновационности проекта и его критериальных составляющих”	489
84.	КУИС Д.В., СВИДУНОВИЧ Н.А., ОКАТОВА Г.П., РАКОВЕЦ А.С., ЛЕЖНЕВ С.Н. „Сверхтвердый наноккомпозит на основе нанокуглерода, аморфного бора и железа”	495
85.	ВАЛЬКО Н.Г., ПАРАФИНИЮК Д.А., КАСПЕРОВИЧ А.В., КУИС Д.В. „Влияние рентгеновского излучения на коэффициент поверхностного натяжения электролитов для осаждения композиционных покрытий ZnNi/SiO ₂ ”	500

86.	WOŹNIAK A., SZEWCZYK K.A., DUDA A.M., DRZAZGA E.A. „Charakterystyka wybranych związków zawierających wodór”	504
87.	GARSTKA T., KNAPIŃSKI M. „Modelowanie pracy układu automatycznej regulacji położenia śrub nastawczych górnego walca laboratoryjnej walcarki DUO 300”	509
88.	DOMAGALSKA I.A., SZEWCZYK K.A, DUDA A.M., DRZAZGA E.A. „Charakterystyka przerwy energetycznej i masy efektywnej w wanadzie”	515

THE FORMATION OF INTERMETALLIC COMPOUNDS IN SELF-PROPAGATION HIGH-TEMPERATURE SYNTHESIS CONDITIONS

Belokon Y. , Zherebtsov A.** , Belokon K.****

*Zaporizhia State Engineering Academy, Faculty of Metallurgy, Department of Metallurgy, **Zaporizhia State Engineering Academy, Faculty of Building and Civil Engineering, Department of Natural Sciences, ***Zaporizhia State Engineering Academy, Faculty of Building and Civil Engineering, Department of Environmental and Labor Protection

Abstract

In given work the experimental researches of kinetic interactions between compounds of Ti-Al and Ni-Al systems in self-propagation high-temperature conditions were realized. The analytical equations of time-temperature dependences during intermetallic compounds formation were obtained. On the base of obtained relations the activation energies were found. It is established, the activation energy during first Ni-Al intermetallic particles formation is nearly 43 kJ per mole and it's in 1,8 times lower than Ti-Al activation energy. Also the velocity of kinetic of intermetallic compound formation was calculated.

Introduction

Among of the most promising methods for obtaining of intermetallic compounds based on titanium and nickel aluminides is the self-propagation high-temperature synthesis (SHS) [1]. It is the effective method for retrieving a wide branch of materials. This method based on high-exothermic chemical reactions of reagents in condensed state. One of the SHS technologies is heating with controlled velocity up to temperatures where volume self-heating is starting by chemical reactions (thermal spontaneous combustion mode).

With considering of significant differences between the new method and traditional ones the great interest is the study of kinetic processes of synthesis products with unsteady temperature conditions [2].

The aim of work is to establish dependences of kinetic transformations during thermal combustion at NiAl and TiAl intermetallic alloys retrieving.

1. Methodology

The object of researches is intermetallic systems Ti-Al and Ni-Al (Table 1). The first system belongs to a group where adiabatic combustion temperature below to melting point of creating compounds ($T_{\text{mel}} < T_{\text{ad}}$). The second one relates to systems where the adiabatic combustion temperature equals to melting point of formed product ($T_{\text{mel}} = T_{\text{ad}}$) [3].

Table 1.

The parameters of SHS-systems				
Reaction $R_1 + R_2 \rightarrow P$	$T_{mel}(R_1)$, K	$T_{mel}(R_2)$, K	$T_{mel}(P)$, K	T_{ad} , K
Ni + Al \rightarrow NiAl	1728	933	1910	1911
Ti + Al \rightarrow TiAl	1941	933	1733	1654

For the studying of nickel and aluminum interaction processes in solid state the samples annealed at temperatures of 300 to 500°C with step 10°C by different exposure times (~5 min). For Ti-Al system the formation of intermetallic compounds could be detected at 510°C only after 80 minutes of isothermal annealing.

2. Results and discussion

In the Ni-Al system there is a clear latent period, the length of which decreases with temperature increasing. Examining the structure of the Ni-Al samples on temperature and heating time, it is managed to capture the moment of intermetallic particles occurrence of certain size (0.5÷1.0 mm) in each of the studied temperatures. The resulting set of empirical values was approximated by ordinary least squares method according to the exponential equation [4, 5]. Using the SciLab program the estimated values of activation energy and pre-exponent were gained, and the equation (1) is represented as a function of the temperature-time dependence (Fig. 1).

The investigation of heat patterns during combustion mode determines the following sequence of reactions $NiAl_3 \rightarrow Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$.

The estimated-analytical dependence is represented by following equation:

$$\tau = 1,0 \cdot 10^{-4} \exp\left(\frac{42917}{RT}\right), \quad (1)$$

which allows to determine the formation rate of first particles of intermetallic phase:

$$\dot{N} = 5,76 \cdot 10^6 \exp\left(\frac{-42917}{RT}\right). \quad (2)$$

Thus the activation energy is about 43 kJ per mole for Ni-Al system.

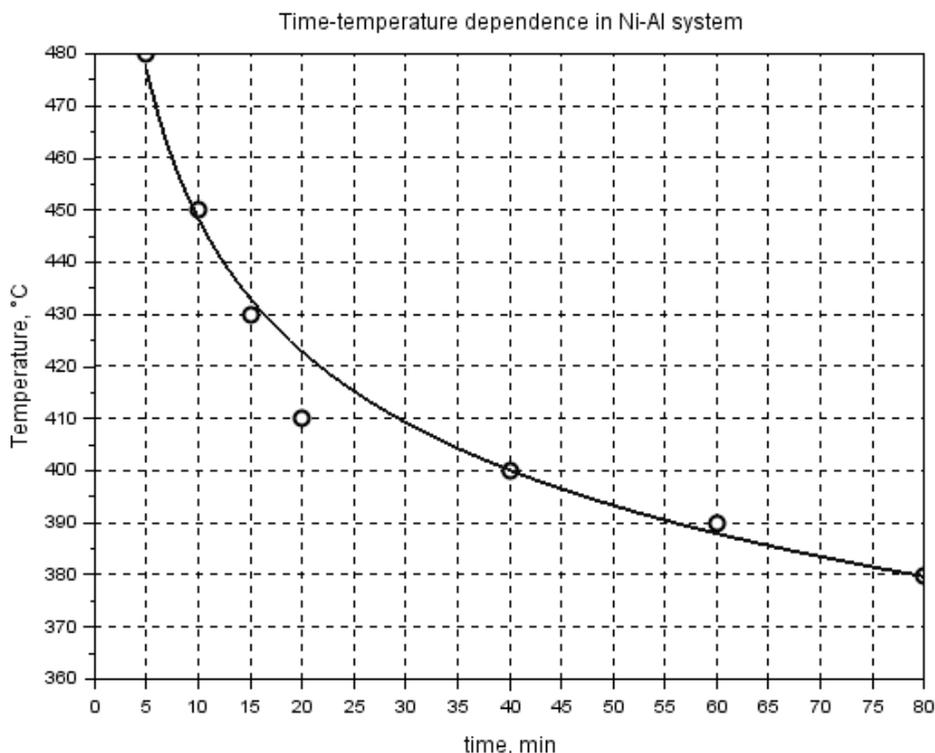


Fig. 1. Time-temperature dependence of Ni-Al compound formation

Temperature-time-dependence of the appearance of intermetallic compounds in the system Ti-Al is provided in Fig. 2. The initial stage of titanium aluminides structure formation is aluminum melting, caused by thermal pulse. The next one is the spreading of melt through the capillary-porous body [6]. Further diffusion of aluminum atoms in the lattice of titanium particles leads to first crystals formation of intermetallic compounds $TiAl_3$ in transitional zone.

The investigation of heat patterns during combustion mode determines the following sequence of reactions $TiAl_3 \rightarrow Ti_3Al \rightarrow TiAl$.

The calculation of time-temperature dependence is the following equation:

$$\tau = 8,0 \cdot 10^{-7} \exp\left(\frac{78676}{RT}\right), \quad (3)$$

which allows to determine activation energy of first intermetallic crystals in Ti-Al systems (nearly 79 kJ per mole).

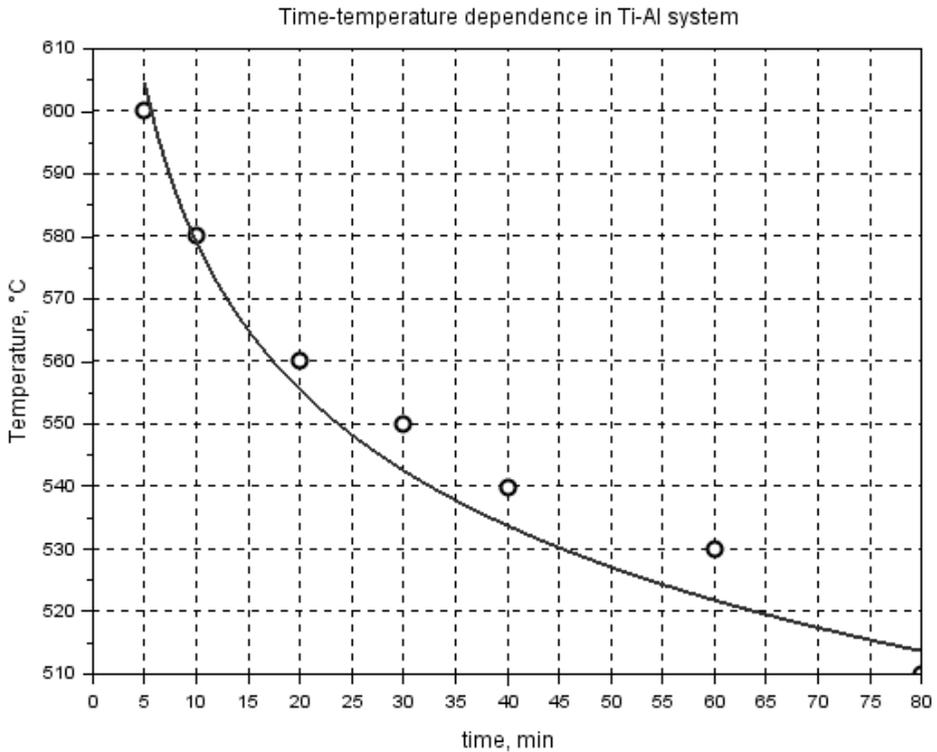


Fig. 2. Time-temperature dependence of Ti-Al compound formation

Accordingly the formation rate of first intermetallides in transition zone between titanium and aluminum equals to:

$$\dot{N} = 7,2 \cdot 10^8 \exp\left(\frac{-78676}{RT}\right). \quad (4)$$

The activation energy for Ti-Al system equals to 78 kJ per mole.

Conclusion

The activation energy of the first intermetallic particles formation during experimental results is about 43 kJ per mole for Ni-Al system. It is in 1.8 times lower than in Ti-Al system (78 kJ per mole). Thus, the intermetallic compounds in the system Ti-Al have high activation energy and show the complexity of the SHS-reactions flow under normal conditions. It is needed to preheat system up to temperatures 400-600 K to allow the reactions synthesis in Ti-Al system.

References

1. Amosov A., Boroviskaya I., Merzhanov A.: Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов, Машиностроение-1, Moscow 2007.
2. Sereda B., Zherebtsov A., Belokon' Y.: The Retrieving of Heat-resistant Alloys on Intermetallic Base for Details of Gas Turbine Engine Hot Track in SHS Conditions. Materials Science and Technology Conference and Exhibition, 2010, Vol. 3, p. 2097÷2102.
3. Sereda B., Belokon' Y., Zherebtsov A., Sereda D.: The Researching and Modeling of Physical-Chemical Properties of Ni-base Alloys in SHS Conditions. Materials Science and Technology Conference and Exhibition, 2012, Vol. 1, p. 494÷498.
4. Larikov L., Ryabov V., Falchenko B.: Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке, Машиностроение, Moscow, 1975.
5. Poche'c E., Jó'zwiak S., Karczewski K., Bojar Z.: Fe-Al phase formation around SHS reactions under isothermal conditions. Journal of Alloys and Compounds, 2011, № 509, p. 1124÷1128.
6. Sereda B., Zherebtsov A. and Belokon Y.: The processes research of structurization of titan aluminides received by SHS. Materials Science and Technology Conference and Exhibition, 2009, Vol. 3, p. 2069÷2073.

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ДЕФОСФОРАЦИИ КАРБОНАТНЫХ МАРГАНЦЕВЫХ РУД

INTENSIFICATION DEPHOSPHORIZATION CARBONATE MANGANESE ORES

*Камкина Л.В., Мяновская Я.В., Анкудинов Р.В., Безикуренко А.Г.,
Надточий А.А.*

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

Abstract

The reactions during heat treatment in the presence of carbonate ore of natural gas and steam. The high reduction potential of the gas phase generated by the presence of cracked products methane and carbon monoxide, provides conditions for calcium phosphate recovery.

Введение

В процессе обогащения марганцевых руд теряется до 20% марганца, а высокое содержание фосфора значительно ограничивает их применение в производстве ферросплавов. Повышенное содержание фосфора в разрабатываемых в настоящее время карбонатных марганцевых рудах исключает возможность получения непосредственно из них стандартных по содержанию фосфора марганцевых ферросплавов, поскольку 90÷95% фосфора в процессе электроплавки переходит в сплав. Известные методы [1] снижения содержания фосфора в руде мало конкурируют с металлургическим способом, основанном на различной степени восстановления фосфора, железа и марганца.

1. Постановка задачи исследования

Эффективным решением проблемы получения стандартных по содержанию фосфора марганцевых ферросплавов может быть дефосфорация марганцевого сырья перед металлургическим переделом вне электропечи. Результаты исследований природы фосфора в марганцевых рудах Никопольского и Чиатурского месторождений показали, что фосфор в них содержится в двух основных формах: индивидуализированные кальциевые фосфаты типа курскита и франколита, а также фосфор относящийся к марганцеворудным минералам и имеющий с ними адсорбционную или кристаллохимическую связь.

2. Результаты экспериментальных исследований

Часть фосфора в руде связана с кальцием в виде трикальцийфосфата [2]. Нами изучена возможность удаления фосфора в газовую фазу

в процессе термической подготовки карбонатных марганцевых руд при наличии в шихте в качестве восстановителя твердого углерода и природного газа, а в качестве интенсифицирующей добавки – водяного пара. Была оценена термодинамическая вероятность протекания реакций при термической обработке карбонатной руды в присутствии природного газа и водяного пара. Высокий восстановительный потенциал газовой фазы, создаваемый за счет наличия продуктов крекинга метана и окиси углерода, обеспечивает условия для восстановления фосфата кальция. Избыток водорода в газовой фазе и регенерация водорода за счет взаимодействия паров воды с углеродом способствуют переходу фосфора в газовую фазу в виде P_2 . Малые значения констант равновесия для реакций восстановления водородом с образованием фосфористого водорода дают возможность не учитывать образования PH_3 в газовой фазе, во всяком случае в условиях металлургических процессов. Образование фосфина возможно в верхних горизонтах печи за счет взаимодействия P_2 с водой и углеродом кокса. Ускорению восстановления ортофосфата кальция способствует введение флюсующих добавок, например кремнезема.

Особенно успешно фосфат кальция восстанавливается углеводородами. Так, при температуре 1573 К удаляется до 90% фосфора. В газовую фазу переходит практически весь водород метана, процесс восстановления осуществляется высокоактивным углеродом, образовавшимся в результате крекинга метана. До оплавления фосфата (1573 К) восстановление идет преимущественно углеродом, а при более высоких температурах, когда образуется расплав фосфатов, восстановление происходит за счет водорода. В последнем случае восстановление протекает с меньшей скоростью, чем при восстановлении металлургическим коксиком.

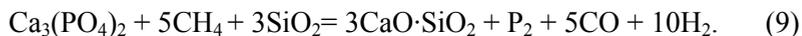
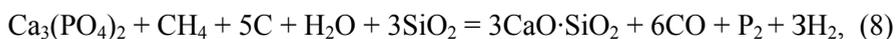
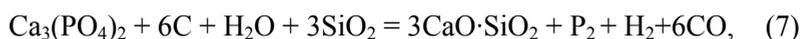
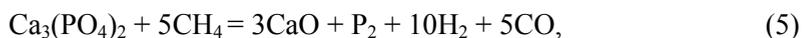
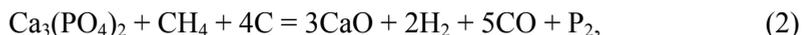
Прямое восстановление фосфата осуществляется с помощью углерода по известной двухстадийной схеме восстановления – косвенного восстановления монооксидом углерода и реакции Бэлла-Будуара. Медленным этапом является регенерация окиси углерода по реакции Бэлла—Будуара. Скорость регенерации весьма чувствительна к активности угля и увеличивается при ее возрастании. Образующийся при крекинге метана высокоактивный углерод ускоряет медленный этап процесса восстановления, ускоряя интенсивность процесса в целом.

Интенсификации процесса способствует также окисление выделяющихся при восстановлении паров фосфора при температурах более холодных участков печи (670÷870 К) парами воды в присутствии твердого углерода до P_2O_5 , что выводит один из продуктов реакции из зоны реакции и сдвигает равновесие реакции в сторону образования P_2 .

Водяной пар взаимодействует с углеродом кокса по реакции $H_2O(газ) + C(тв) = H_2(газ) + CO(газ)$. Более полному протеканию реакции способствует увеличение температуры. Растет и восстановительный потенциал газовой фазы: на один объем водяного пара образуются два объема идеального водяного газа. Высокий восстановительный потенциал

газовой фазы печи предотвращает вторичное окисление образовавшегося при восстановительном обжиге карбонатного марганцевого концентрата манганозита.

На основании вышесказанного термодинамически исследовались реакции, которые возможны при обжиге карбонатного марганцевого сырья:



В табл. 1 приведены результаты расчетов изменения ΔG° в интервале температур 1073÷1673 К при восстановлении трикальцийфосфата метаном и углеродом в присутствии паров воды и кремнезема. Одновременно были подсчитаны значения теоретической температуры начала восстановления при $\Delta G^\circ = 0$.

Анализ полученных данных показал, что значения изменения изобарных термодинамических потенциалов уменьшаются при увеличении температуры. Метан является в термодинамическом отношении лучшим восстановителем ортофосфата кальция, чем углерод. Реакция углеродотермического восстановления получает развитие при температурах выше 1680 К. Доля участия этой реакции в восстановлении трикальцийфосфата в фосфорной печи составляет менее 1%. Ввод SiO_2 , водяного пара в шихту при восстановлении $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$ метаном дает теоретическую температуру начала восстановления при 1380÷1300 К (реакции 8, 9 в табл. 1).

Таблица 1

Изменение изобарных термодинамических потенциалов исследованных реакций (1 – 9)

Реакция	Уравнение изменения ΔG_T^0 $\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0$, кДж/моль	Т, К, при $\Delta G_T^0 = 0$	ΔG_T^0 , кДж/моль, при Т, К			
			1073	1273	1473	1673
1	1795÷1,065Т	1685	652,25	439,25	226,25	13,25
2	1870÷1,137Т	1645	649,99	422,59	195,19	-32,20
3	1927÷1,190Т	1619	650,13	412,13	174,13	-63,87
4	2001÷1,270Т	1576	638,29	384,29	130,29	-123,71
5	2169÷1,456Т	1490	606,71	315,51	24,31	-266,89
6	1524÷1,056Т	1443	390,91	179,71	-31,49	-242,69
7	1654÷1,190Т	1390	377,13	139,13	-98,87	-336,87
8	1730÷1,250Т	1384	388,75	138,75	-111,25	-361,25
9	1898÷1,459Т	1301	332,49	40,69	-251,11	-542,91

Таким образом, проведенные термодинамические расчеты подтверждают возможность восстановления фосфора из содержащегося в карбонатных марганцевых концентратах трикальцийфосфата при термической обработке их с применением продувки слоя шихтовых материалов природным газом и паром.

Для подтверждения теоретических расчетов подвергался обжигу карбонатный марганцевый концентрат Никопольского месторождения в трубчатой вращающейся печи длиной 1500 и диаметром в свету 300 мм. Концентрат (Mn 26,3%; P 0,24%; SiO₂ 11,15%; CaO 12,65%; MgO 3,12%; ППП 32,1%; P/Mn = 0,00813) обжигали природным газом, который вводился через центральную торцевую горелку. Для продувки слоя материала природным газом и водяным паром в печь по ее длине вводилась металлическая труба, в которой были просверлены отверстия диаметром 3 мм каждое по всей длине от заваренного конца трубы. Пар подводился к трубе резиновым шлангом от парового котла.

Было исследовано четыре варианта обжига концентрата: 1-й – с подачей в шихту углеродистого восстановителя в количестве 5% от веса концентрата; 2-й – в присутствии восстановителя с одновременной продувкой слоя материала природным газом и паром; 3-й – без углеродистого восстановителя с продувкой слоя природным газом и паром; 4-й – с продувкой слоя природным газом. Для всех вариантов обжига максимальная температура материала в печи находилась в пределах 1223÷1323 К, расход газа через торцевую горелку составлял 5÷7, для продувки слоя – 4 м³/ч. Расход воды достигал 20 кг на 1 т обожженного продукта. В обожженном концентрате определялось содержание фосфора.

Полученные данные показывают (табл. 2), что процесс дефосфорации происходит во всех вариантах обжига. В случае продувки слоя материала смесью природного газа и пара в присутствии твердого восстановителя достигалась наибольшая степень дефосфорации карбонатного концентрата.

Таблица 2.

Результаты опытной дефосфорации исходной руды

Вариант	Содержание, %		P/Mn·10 ⁻⁴	ε _p , %
	Mn	P		
1	38,55	0,219	56,9	30,5
2	42,1	0,216	50,3	38,2
3	38,8	0,212	54,7	32,8
4	40,4	0,226	59,4	27,0
Сравни-тельный	26,3	0,214	81,3	–

Пробы обожженных продуктов всех вариантов исследовались минералогически. В случае обжига карбонатного марганцевого концентрата в присутствии восстановителя продукт обжига представлял собой сплошную рудную массу темно-серого и черного цвета, плохо раскристаллизованную, без видимых минеральных зерен или кристаллов. Рентгеноструктурный анализ показал наличие в ней гаусманита, твердого раствора CaO·MnO и SiO₂. Пробы остальных вариантов имели серовато-зеленую и чисто зеленую окраску. Бурая окраска каймы окисления тяготела больше к внешней зоне кусков. Проба представлена в основном манганозитом, состоящим из неправильной формы лапчатых выделений, промежутки между которыми заполнены твердым раствором CaO·MnO и силикатами марганца. Присутствовал также и SiO₂ в виде обломочных зерен кварца и небольшое количество гаусманита.

Вывод

Результаты исследований дают основание полагать, что создаваемая при продувке слоя материала природным газом или смесью природного газа и пара атмосфера, имея высокий восстановительный потенциал, способствует успешному протеканию восстановительных процессов и предотвращает вторичное окисление манганозита. Применение обесфосфоренного марганцевого концентрата, полученного в результате предварительного нагрева при продувке природным газом и водяным паром, позволяет выплавлять стандартные по содержанию фосфора марганцевые ферросплавы без подшихтовки передельного малофосфористого шлака.

Литература

1. Кучер А.Г., Мироненко П.Ф.: Термическая подготовка карбонатных марганцевых руд перед электроплавкой. Сб. науч. тр. Физико-химические процессы в электротермии сплавов, М.: Наука, 1984, с. 25÷34.
2. Величко Б.Ф., Гаврилов В.А., Гасик М.И.: Металлургия марганца Украины. Киев: Техшка, 1996.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИСТЕМ ТЕПЛОВЫХ НАСОСОВ НА ДОМЕННЫХ ПЕЧАХ

THE USE OF HEAT PUMPS IN BLAST FURNACES

Каракаш Е.А.

Национальная металлургическая академия Украины, кафедры экологии, теплотехники и охраны труда

Abstract

Improving the efficiency of blowing hot blast into a blast furnace is very important in iron making technology.

The main fuel for heating hot stoves is a blast furnace gas, but its characteristic may substantially differ depending on a furnace operating conditions and using raw materials.

In some cases, use hot (heated to 350 - 400°C) sinter, resulting in leaving the furnace blast furnace gas has a high temperature.

This leads to a significant decrease in its calorific value after wet cleaning.

Введение

До сих пор вопросу снижения избыточного влагосодержания доменного газане уделялось должного внимания. Однако, как показывает практика влагосодержание доменного на уровне 150÷200 г/м³ может приводить к значительному снижению теплотворной способности и ухудшению стойкости камеры горения [1].

Учитывая, что относительная влажность доменного газа после газоочистки составляет 100%, то в результате снижения его температуры также происходит уменьшение влагосодержания и выпадение капельной влаги.

По известным данным [2] падение температуры с 55°C до 35°C позволит перейти из газообразного состояния в жидкое около 120 г H₂O для 1 м³ доменного газа.

1. Система тепловых насосов

Одной из предлагаемых схем является система специальных теплообменников, работающих в составе тепловых насосов.

Основным показателем работы теплового насоса является коэффициент преобразования – COP (coefficient of performance). COP характеризует, сколько единиц тепловой энергии было передано от испарителя к конденсатору в системе теплового насоса на одну единицу затраченной электроэнергии.

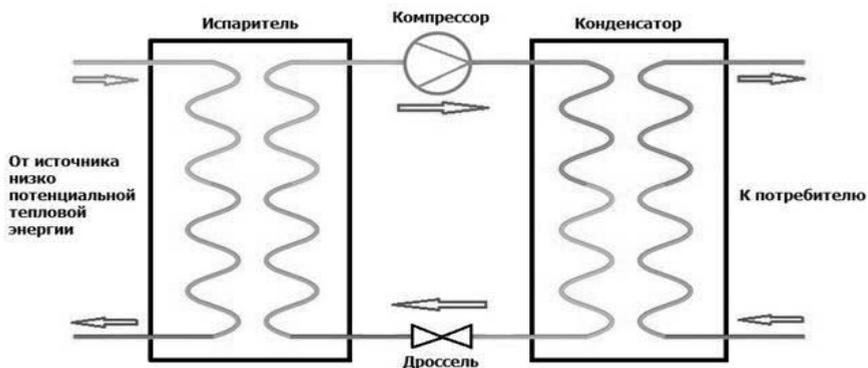


Рис. 1. Принципиальная схема теплового насоса

Для большинства подобных устройств бытового применения значение COP составляет от 2,5 до 5,7. На величину коэффициента преобразования оказывает влияние разница температур теплоносителей на 2-х внешних контурах, качество исполнения основного оборудования – компрессора, теплообменников, дросселя, систем автоматики и контроля, а также условий эксплуатации.

При условии, что температуру доменного газа после газоочистки необходимо понизить на $15 \div 25^\circ\text{C}$ с $60 \div 50^\circ\text{C}$ до 35°C то и общее количество тепловой энергии которая должна отбираться от доменного газа будет зависеть от его массового расхода.

При значительных расходах доменного газа общее количество тепловой энергии, которая будет передаваться от испарителя к конденсатору теплового насоса может составлять до 4 МДж/с. Таким образом, мощность устанавливаемых теплообменников должна быть не менее чем $4,2 \div 4,5$ МВт, с учетом их КПД на уровне $85 \div 90\%$. Однако следует учитывать, что характеристики серийных теплообменных устройств указываются при наличии максимального температурного напора, который может составлять от 50°C до 350°C , что абсолютно не соответствует рассматриваемому случаю.

В предлагаемой системе температурный напор как на «горячей» так и на «холодной» стороне не превышает $10 \div 12^\circ\text{C}$, так как значительное увеличение разницы температур теплоносителей в двух контурах теплообменников будет приводить к резкому снижению КПД всей системы.

С другой стороны малый температурный напор уменьшает номинальную мощность теплообменников и приводит к необходимости увеличивать поверхность теплообмена.

Для определения поверхности теплообменников на «горячей» стороне использовались стандартные методы расчета [3]. При этом предлагается рассмотреть два типа теплообменников: пластинчатые и трубчатые.

При использовании пластинчатых теплообменников необходимо установка дополнительной ступени газоочистки, которая исключит забивание межпластинчатого пространства пылью.

Однако в случае необходимости предварительного охлаждения «грязного» колошникового газа в качестве теплообменников могут рассматриваться лишь трубные металлические рекуператоры.

2. Пример расчета теплового баланса системы тепловых насосов

В качестве примера рассмотрим снижение температуры очищенного доменного газа с 55°C до значения 35°C.

Таким образом, перепад температур по «горячей» стороне составляет $\Delta t = 20^\circ\text{C}$. Отсюда, количество теплоты усваиваемое в теплообменнике за единицу времени по «горячей» стороне для условий доменного цеха ОАО «Запорожсталь» составит:

$$Q = C_{\text{дг}} \cdot \Delta t \cdot V_{\text{дг}} = (1,27 \cdot 20 \cdot 150000 \cdot 1,28) / 3600 = 1,354 \text{ МВт}, \quad (1)$$

где, $C_{\text{дг}}$ и $V_{\text{дг}}$ – соответственно удельная теплоемкость и объемный расход доменного газа на один воздухонагреватель.

Температура подогрева воздуха горения на «горячей» стороне теплового насоса принимается 100°C, при начальной средней температуре 20°C (данная температура характерна для весенне-летнего периода работы доменных воздухонагревателей). Для приведенных условий температуры теплового агента (фреона) в испарителе и конденсаторе составят – 47°C и 107°C соответственно.

По известным зависимостям [4] коэффициент преобразования для данного теплового насоса составит $\text{COP} = 2,1$. Отсюда следует, что для преобразования 1,35 МВт низкопотенциальной энергии необходимо использовать компрессорное оборудование мощностью не менее 700 кВт.

В результате уменьшения температуры доменного газа образуется примерно 6 т химически очищенной воды в час или 144 т/сутки.

Исходя из теплового баланса системы и принятого $\text{кпд} = 0,94$, общее количество тепловой энергии для нагрева воздуха горения составит:

$$Q_{\text{нагр}} = \eta \cdot Q_{\text{общ}} = 1,27 \text{ МВт}. \quad (2)$$

Определяем количество воздуха, которое можно нагреть до указанной температуры – 100°C.

$$V_{\text{возд}} = Q_{\text{нагр}} / (C_{\text{возд}} \cdot \Delta t_{\text{возд}}) = 1,27 \cdot 10^6 / (1,26 \cdot 10^3 \cdot 80) = 12,6 \text{ м}^3/\text{с}, \quad (3)$$

$$V_{\text{возд}} = 45360 \text{ м}^3/\text{час}.$$

Так как, коэффициент расхода воздуха для сжигания доменного газа составляет в среднем $L_{\text{возд.д.}} = 0,75 \text{ м}^3/\text{м}^3$, то количество необходимого для горения воздуха составит:

$$V_{\text{возд.д.}} = B \cdot L_{\text{возд.д.}} = 34020 \text{ м}^3/\text{час}. \quad (4)$$

Следовательно, в системе подогрева воздуха горения имеется избыток тепловой энергии. Однако увеличение температуры нагрева воздуха за счет избыточной теплоты в данном случае нецелесообразно, так как это приведет к резкому снижению значения COP.

Поэтому рациональным решением является вторичный догрев доменного газа после газоочистки.

Выводы

Использование системы тепловых насосов для снижения температуры доменного газа и повышения температуры воздуха горения является весьма эффективным и может быть внедрено на большинстве металлургических предприятий.

Литература

1. Karakash E., Gres L., Fleishman Y.: The current state of the blast-furnace stoves functioning. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2011, Vol. 2, № 1, p. 82÷89.
2. Карпенко А., Науменко А.А., Грес Л.П., Иващенко В.П., Иванов М.Ю., Набока В.И., Фоменко А.П., Сафонов С.Е.: Изменения параметров доменного газа и продуктов его сжигания на ПАО «Запорожсталь» после внедрения технологии вдувания в доменные печи. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2015, № 5.
3. Учебник для Вузов по специальности холодильные машины и установки, под общей редакцией И. А. Сакуна. Л.: Машиностроение, 1985.
4. Borgnakke C., Sonntag R.: (2013). *The Second Law of Thermodynamics*. In *Fundamentals of Thermodynamics*, 2013, 8th ed., p. 244÷245.

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРОВАННОГО УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩЕГО ЖЕЛЕЗОФЛЮСА И ЕГО ПРИМЕНЕНИЕ

METALLURGICAL PROPERTIES OF GRANULAR FLUX CONTAINING IRON AND CARBON, AND ITS APPLICATION

Ковалёв Д.А., Ванюков А.А., Камкина Л.В., Турищев В.В.

Национальная металлургическая академия Украины, Днепро, Украина

Abstract

Metallurgical properties of granular carbon iron flux are studied. The reduction degree of iron oxides of carbon-iron flux up to 2/3 is provided with carbon in it. The use of carbon-iron flux in blast furnace in the amount of 60÷80 kg / ton of pig iron reduces coke consumption up to 10÷15 kg / ton of pig iron.

1. Постановка задачи исследования

Значительный интерес представляют исследования, направленные на разработку новых видов металлургического сырья для доменного производства, обеспечивающих снижение расхода кокса путем замены его более дешевыми углями. Как средства реализации этих требований разрабатываются новые способы получения железорудных окускованных материалов, содержащих тонкоизмельченное твердое топливо. Значительное внимание уделяется фундаментальным исследованиям процессов восстановления оксидов железа в интервале температур, соответствующих химически резервной зоне доменной печи [1÷3].

2. Состояние проблемы

Доменная плавка с использованием железо-углеродсодержащих брикетов на холодной связке, изготовленных из отходов аглодомного производства с добавлением прокатной окалины, металлоконцентрата и цемента осуществлена на доменной печи № 2 объемом 1033 м³ ОАО «Тулачермет» (Тула, Россия) при выплавке литейного чугуна [4]. При введении железо-углеродсодержащих брикетов в количестве 70 кг/т чугуна расход скипового кокса снизился на 14,4 кг/т чугуна при увеличении производительности печи на 37 т/сутки.

На ОАО «Томаковский завод керамзитового гравия» (Марганец, Украина) разработана технология производства комплексного железорудного сырья – гранулированного углеродистого железофлюса (ЖФС) на цементной связке, основностью CaO/SiO₂ до 1,5÷1,7. В качестве исходных материалов использовались колошниковая пыль, шламы

конвертерного и доменного производства. Полученная шихта смешивалась и направлялась в чашевый окомкователь для получения окатышей размером 12÷20 мм. Введение ЖФС в количестве 135 кг/т чугуна позволило снизить приведенный расход скипового кокса на 11 кг/т чугуна при незначительном изменении производительности печи [5].

На экспериментальной доменной печи в Швеции в шихте использовали окатыши на холодной связке, полученные из шламов доменного и конвертерного производств [6]. При добавках в шихту 150, 300 и 350 кг/т чугуна расход кокса снижался соответственно на 11, 21 и 30 кг/т чугуна.

Опытная плавка с использованием углеродсодержащих окатышей была проведена на доменной печи завода POHANG (Южная Корея) [7]. Окатыши, состоящие из мелкой руды и конвертерной пыли с добавлением цемента и 17,6% углерода, были получены на чашевом окомкователе. При использовании в шихте 10% таких окатышей расход кокса снизился на 11 кг/т чугуна.

Впервые производство обожженных самовосстанавливающихся окатышей (СВО) было осуществлено на обжиговой машине ОК-1-18 на опытной фабрике окомкования ПАО «Центральный горно-обогатительный комбинат» (Кривой Рог, Украина) [8]. Произведенные окатыши были использованы для выплавки литейного чугуна. В дальнейшем промышленная партия СВО была произведена на ПАО «Северный горно-обогатительный комбинат» (СевГОК) (Кривой Рог, Украина) на обжиговой машине ОК-278 (Фирмы Лурги). Опытная партия окатышей в количестве 21870 тонн была проплавлена в доменных печах завода ПАО «ЕВРАЗ - ДМЗ им. Петровского» [9]. Доля опытных окатышей в шихте составила от 47 до 57%. Степень прямого восстановления уменьшилась с 31% до 30,6%, что снизило расход углерода на прямое восстановление на 7 кг/т чугуна.

3. Результаты экспериментальных исследований

Актуальной задачей становится исследование металлургических свойств ЖФС, произведенного из смеси доменного и сталеплавильного шламов с добавкой цемента в качестве вяжущего вещества и имеющего шарообразную форму после окомкования в чашевом грануляторе, и оценка использования ЖФС в доменной печи.

Химический состав ЖФС приведен ниже, %:

Fe _{общ}	FeO	Fe ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MgO	SO ₂	P	C	п.п.п.
43,1	10,0	50,48	17,30	8,9	0,58	0,20	0,04	8,7	1,71

Проведенные лабораторные исследования показали, что гранулометрический состав ЖФС представлен классом 15÷40 мм, содержание фракции 5-0 мм не превышает 4,5%, насыпная плотность –

1,403 г/см³, пористость – 27,5%. Среднее значение прочности гранул ЖФС по сопротивлению сжатию составила около 900 Н/окатыш.

Исследовали процесс восстановления гранул и их прочность в процессе восстановления. Восстановление производили в трубчатой печи в интервале температур 500-1100°C в токе водорода (500 см³/мин), а также в коксовой насадке. Крупность окатышей составляла 10÷15 мм. Степень восстановления оценивали по потере массы. Оксиды железа в гранулах начинают восстанавливаться при температуре 700°C. При этом на долю восстановления собственным углеродом приходится 16,74%, а при изотермическом режиме – 83,26%. При 900°C это соотношение составляет 48,68% и 52,32%. Таким образом, в интервале температур 700÷900°C около половины кислорода, содержащегося в оксидах железа, теряется при взаимодействии с твердым углеродом. Это подтверждает тот факт, что в этом интервале температур начинает развиваться реакция взаимодействия углерода с парами воды ($C + H_2O = CO + H_2$); и далее при взаимодействии с оксидами железа: $FeO + CO = Fe + CO_2$; $FeO + H_2 = Fe + H_2O$.

Образовавшиеся CO_2 и H_2O взаимодействуют с углеродом $C + CO_2 = 2CO - Q$. Таким образом, уже в интервале температур 700-900°C в отдельно взятом окатыше развивается прямое восстановление железа.

Проведены исследования по восстановлению ЖФС твердым восстановителем. До проведения восстановления ЖФС высушивали в сушильном шкафу при температуре 105±5°C до постоянной массы. Восстановлению в тигле подвергали целые окатыши ЖФС, крупностью 10÷15 мм, в количестве 4÷5 штук, засыпанные коксиком, крупностью 3÷7 мм – для создания восстановительной атмосферы. Вес коксика определяли из условия сохранения рудной нагрузки, равной 4. Восстановление ЖФС с выдержкой в течение 150 или 240 минут проводили при температурах 900, 1000 и 1100°C. Результаты экспериментальных исследований приведены в табл.1. Степень восстановления ЖФС при различном времени выдержке колеблется от 75 до 96,6%.

Таблица 1.

Результаты химического анализа восстановленных ЖФС и оценка фактической степени восстановления

Температура, °C	Содержание элемента, %					Остаточное содержание кислорода, г	Фактическая степень восстановления ,%
	Fe _{общ}	FeO	Fe ₂ O ₃	Fe _{мет}	C _{ост}		
Время выдержки 150 минут							
1100	60,8	12,1	2,7	48,6	0,62	0,36	83,9
1100	63,6	3,6	6,7	55,1	0,65	0,33	87,5
1000	60,0	3,4	1,8	55,0	0,43	0,14	94,1
1000	58,5	4,5	3,5	51,6	1,27	0,25	90,9
900	60,4	19,1	3,2	42,5	0,49	0,60	75,0
900	59,6	4,5	0,9	54,4	0,84	0,14	94,2
Время выдержки 240 минут							
1000	60,7	0,00	15,70	50,80	0,27	0,50	79,0
1000	60,9	0,00	2,30	58,80	0,31	0,07	96,6

В табл. 2 приведены результаты исследования влияния на степень восстановления оксидов железа только углерода ЖФС. При выдержке в течение 150 и 240 минут восстановление оксидов железа на 2/3 обеспечивалась углеродом, содержащимся в ЖФС, что соответствует показателю, приближающимся к максимально возможному значению (71,4%). В процессе восстановления гранулы не растрескивались и не разрушались. Минимальная прочность гранул наблюдается при температуре 700°C (150÷250 Н/окатыш) как и при восстановлении магнетитовых окатышей (20÷50 Н/окатыш). При повышении температуры восстановления: 900÷1100°C – прочность возрастает до 450÷600 Н/окатыш за счет образования металлического каркаса.

Применение ЖФС в количестве 60÷80 кг/т чугуна достаточно эффективно, поскольку обеспечивает снижение расхода кокса на 10÷15 кг/т чугуна, прирост производительности – 9 т/смену (1,3%). При этом сохраняются базовые значения расхода флюса и степени использования СО, снижается степень прямого восстановления FeO на 2%.

Негативным элементом является повышение выхода шлака на 23 кг/т чугуна (7,4%), что может стать основным препятствием при увеличении расхода ЖФС свыше 100 кг/т чугуна.

Таблица 2.

Расчет степени восстановления оксидов железа только за счет углерода ЖФС

Температура, °С	Содержание кислорода, связанного с оксидами железа, г	Остаточное содержание углерода в ЖФС после восстановления, %	Содержание углерода ЖФС, г		Количество кислорода, удаленного углеродом ЖФС*, г	Восстановление оксидов железа только за счет углерода ЖФС, %
			до опыта	после опыта		
Время выдержки 150 минут						
1100	2,23	0,62	1,195	0,064	1,508	67,5
1100	2,64	0,65	1,415	0,077	1,784	67,5
1000	2,41	0,43	1,289	0,047	1,656	68,8
1000	2,76	1,27	1,480	0,156	1,765	63,9
900	2,38	0,49	1,276	0,056	1,627	68,2
900	2,37	0,84	1,268	0,090	1,571	66,3
Время выдержки 240 минут						
1000	2,38	0,27	1,267	0,029	1,663	69,7
1000	2,35	0,31	1,260	0,033	1,636	69,5

Выводы

1. Оценены металлургические свойства ЖФС. Проведенные опыты по восстановлению ЖФС при различных температурах (от 900 до 1100°C) и времени выдержки (150 и 240 минут) показали, что оксиды железа на 2/3 восстановлены за счет углерода, содержащегося в ЖФС.

2. Применение в доменной плавке ЖФС в количестве 60÷80 кг/т чугуна обеспечивает снижение расхода кокса на 10÷15 кг/т чугуна, прирост производительности 9 т/смену (1,3%). При этом сохраняются базовые значения расхода флюса и степень использования CO, на 2% снижается степень прямого восстановления FeO. Негативным элементом является повышение выхода шлака на 23 кг/т чугуна (7,4%), что может стать препятствием при увеличении расхода ЖФС свыше 100 кг/т чугуна.

Литература

1. Masanori N., Masaaki N., Kenichi H.: Non-spherical Carbon Composite Agglomerates: Lab-scale Manufacture and Quality Assessment. ISIJ International, 2004, Vol. 44, № 12, p. 2079÷2085.
2. Mausheng Ch., Hiroshi N., Yagi J.: Numerical Analysis on Charging Carbon Composite Agglomerates into Blast Furnace. ISIJ International, 2004, Vol. 44, № 3, p. 510÷517.

3. Ванюкова Н.В.: Поліпшення металургійних властивостей залізрудних окискованих матеріалів для підвищення ефективності виплавки металу. Нац. металург. акад. України. Дніпропетровськ, 2003.
4. Котенев В.И., Барсукова Е.Ю., Мурат С.Г. и др.: Производство и использование металлургических брикетов в ОАО Тулачермет. Металлург, 2005, № 6, с. 33÷36.
5. Ковалёв Д.А., Ванюкова Н.Д., Ковалёв А.И. и др.: Производство и использование самовосстанавливающихся окатышей в доменной печи, работающей с применением пылеугольного топлива. Труды международной научно-технической конференции: Пылеугольное топливо - альтернатива природному газу при выплавке чугуна, г. Донецк, 18-21 декабря 2006 г., Донецк: УНИТЕХ, 2006, с. 77÷90.
6. Robinson R., Sundqvist L.: Recycling of by-product pellets as burden in the blast furnace process: a lab and pilot scale investigation. Steel Research International, 2004, Vol. 75, № 2, p. 99÷105.
7. Son S.H., Kim Y.J.: Trial operation of carbon composite iron ore pellet at foundry furnace. METEC In Steel Conference 2011, Düsseldorf 27 June – 1 July 2011, p. 1÷4.
8. Ковалев Д.А., Гогенко О.А., Костелов О.Л. и др.: Применение офлюсованных окатышей с остаточным углеродом. Республиканский межведомственный научно-технический сборник: Проблемы металлургического производства, Металлургия, 1991, № 104, с. 70÷73.
9. Ковалев Д.А., Ванюкова Н.Д., Журавлев Ф.М. и др.: Использование опытных железорудных офлюсованных окатышей с остаточным углеродом в доменной плавке. Сталь, 1999, № 8, с. 4÷9.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОСФОРАЦИИ МАРГАНЦЕВЫХ РУД

PHYSICOCHEMICAL FEATURES OF THERMAL DEPHOSPHORIZATION MANGANESE ORE

Мяновская Я.В., Пройдак Ю.С.

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

Abstract

The features of the formation of the metallic phase and the distribution of phosphorus between the phases in the products of the burning of the oxide and carbonate concentrates in the presence of a carbonaceous reducing agent.

Введение

Качество марганцевых концентратов и ферросплавов определяется наличием и природой фосфора в исходной марганцевой руде и продуктах ее обогащения. Установлены некоторые закономерности проявления фосфора в марганцевых рудах. На основе этой информации разрабатываются перспективные направления термической подготовки марганцевых концентратов к металлургическому переделу, при которых обеспечивается частичная яедефосфорация сырья. При определенных отличиях технологий эти методы объединяет общая основа механизма дефосфорации - перевод фосфора в газовую фазу при высокотемпературной обработке марганцевых руд.

1. Постановка задачи исследования

Особенность физико-химических процессов, протекающих в ходе восстановительного обжига марганцеворудного сырья, заключается в одновременном протекании процессов восстановления фосфора из минералов на основе трикальцийфосфата и формирования металлической фазы, которая, как известно, отрицательно влияет на эффективность извлечения фосфора в газовую фазу. Это вызвало необходимость проведения исследований, направленных на изучение закономерностей термической дефосфорации марганцевых концентратов в условиях реализации восстановительных процессов с участием железа и фосфора.

2. Результаты экспериментальных исследований

Исследовали особенности формирования металлической фазы и распределения фосфора между фазами в продуктах обжига (в присутствии углеродистого восстановителя) оксидного и карбонатного

концентратов, характеризующихся соответственно химическими составами, % $MnO_{общ}$ – 44,85; SiO_2 – 13,32; $Fe_{общ}$ – 2,3; CaO – 2,24; MgO – 0,84; Al_2O_3 – 1,8; P – 0,222 и $Mn_{общ}$ – 26,52; SiO_2 – 19,14; $FeO_{общ}$ – 1,18; CaO – 10,73; MgO – 1,85; Al_2O_3 – 0,84; P – 0,189.

Микрорентгеноспектральным анализом выявлены основные особенности формирования металлической фазы и распределения фосфора между фазами. Температура обжига $1100^{\circ}C$, принятая в качестве исходной, соответствует началу шлакообразования в изучаемых пробах и заметному восстановлению трикальцийфосфата, входящего в состав фосфорсодержащих минералов марганцевых руд. При исследованиях образцов, обожженных при температуре $1150^{\circ}C$ установлено наряду с рудными зернами наличие фаз, типичных для марганецсодержащих расплавов – манганозита, силикатов марганца и марганцевосиликатного (оксидный концентрат) или кальциевосиликатного (карбонатный концентрат) стекла. Фосфор, как выявлено микрорентгеноспектральным анализом, концентрируется главным образом в стеклофазе ($0,9 \div 1,0\%$ P_2O_5), содержание его в силикатах марганца незначительно ($\sim 0,1\%$ P_2O_5). Отчетливо проявляется его взаимосвязь с кальцием. Закись железа проявляется в двух фазах расплава -манганозите ($2,1\%$) и силикатах ($1,2\%$).

Присутствие в шихте углеродистого восстановителя, контакт его с железосодержащими минеральными фазами способствует образованию первичной металлической фазы при сравнительно низких температурах. Следует отметить, что обжиг при температуре $1150^{\circ}C$ способствует тому, что в отдельных микрообъемах расплава создаются условия для практически полного извлечения фосфора в металлическую фазу при снижении его концентрации в оксидных расплавах до уровня фона. Корольки металла при температуре $1150^{\circ}C$, исходя из данных микроанализа, представляют собой двухфазные образования – твердый раствор фосфора в железе и фосфиды, выделяющиеся на границе, в связи с интенсивным развитием восстановительных процессов с участием железа и марганца. Так, в структуре металла при температуре $1400^{\circ}C$ установлены четыре четко различающиеся фазы: две карбидные с переменным составом по марганцу и железу, «светлая» сложного состава и фосфидная, представленная фосфидами железа и марганца при существенном преобладании последних.

Данные количественного микрорентгеноспектрального анализа структурных составляющих металлических корольков в продуктах восстановительного обжига оксидного (числитель) и карбонатного (знаменатель) концентратов приведены в таблице 1.

Сопоставляя данные таблицы с диаграммами состояния $Mn-P$ и $Fe-P$, фосфидную фазу можно ориентировочно определить как бинарную систему $(Mn, Fe)_2P$ и $(Mn, Fe)_3P$. Характерно отсутствие фосфора в карбидной фазе, в то же время незначительное количество его установлено в «светлой» фазе, которая близка к стехиометрии железо-марганцевых карбосилицидов. Количественное соотношение содержаний углерода ($8 \div 9\%$) и суммарного

содержания железа и марганца (91%) в карбидной фазе позволяет отнести ее к сложному карбиду $(Fe, Mn)_7C_3$. Полученные данные свидетельствуют о роли карбидов железа и марганца в процессе восстановления фосфора.

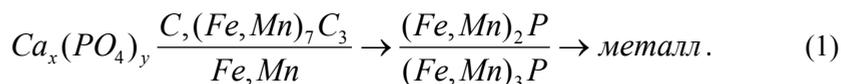
Таблица 1.

Распределение компонентов между фазами в продуктах обжига марганцевых руд

Фаза	Массовая доля элементов, %				
	Mn	Fe	Si	C	P
Карбидная фаза 1	81 / 82	10 / 9	–	8 / 8	–
Карбидная фаза 2	79 / 78	12 / 12	–	8 / 9	–
Светлая	75	17	2,5	5÷6	0,5
Фосфидная	68 / 70	13 / 12	04 / –	–	18 / 18

* В образце карбонатного концентрата фаза не обнаружена.

Непосредственная близость фосфорсодержащих фаз к минералам железа и марганца в сочетании с восстановительными условиями способствует первостепенному развитию процесса восстановления фосфора карбидами железа и марганца с образованием фосфидов. Ассимиляция последних металлической фазой приводит к перераспределению фосфора из оксидных фаз в металлические корольки и, как следствие, к ограниченной степени его извлечения в газовую фазу



В образцах карбонатного концентрата, обожженного при температурах 1100÷1300°C, выявлены отдельные микрообласти, обогащенные фосфором и кальцием. Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа их можно отнести к группировкам, соответствующим фосфатам кальция, сохранившимся вблизи температуры ликвидус. По-видимому, перераспределение восстановленного фосфора из этих фаз в газовую более вероятно.

Вывод

Особенность физико-химических процессов при восстановительном обжиге марганцеворудного сырья, заключается в одновременном протекании процессов восстановления фосфора из минералов на основе трикальцийфосфата и формирования металлической фазы, которая

отрицательно влияет на эффективность извлечения фосфора в газовую фазу.

Одним из возможных направлений интенсификации процесса термической дефосфорации, реализуемого посредством перевода фосфора в газовую фазу, может быть высокотемпературная обработка марганцевородного сырья парами воды при одновременном создании восстановительных условий.

ВНЕПЕЧНАЯ ОБРАБОТКА ЭЛЕКТРОСТАЛИ ОПЫТНЫМИ ШЛАКООБРАЗУЮЩИМИ СМЕСЯМИ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

APPLICATION OF THE EXPERIMENTAL SLAG FORMING MIXTURE TO OBTAIN OF THE LOW-CARBON EAF-STEEL

*Пройдак Ю.С.**, *Куцова В.З.**, *Мешалкин А.П.**, *Камкин В.Ю.**,
*Констанчак А.***, *Синицин Я.С.**

*Национальная металлургическая академия Украины, **ТУ Ченстохова,
Факультет инженерии производства и технологии материалов

Abstract

The features of the process of Interstitial Free (IF) ladle treatment. Deoxidation and desulphurization carried additive mixture of aluminum and manganese and slag-forming mixtures for desulphurization. For micro-alloying briquettes used FeTiO₃ concentrate was used.

Введение

В настоящее время получило широкое развитие производство сталей с особо низким содержанием углерода и других примесей, которые обладают высокими пластическими свойствами (IF- стали). Использование таких сталей наиболее распространено в производстве тонкого листа для последующей глубокой (сверхглубокой) вытяжки и нанесения покрытий горячим способом. Автомобильная промышленность стремится уменьшить вес внешнего корпуса автомобиля, в то же время сохраняя прочность, пластичность и сопротивление удару.

Практически все IF- стали выплавляют в конвертерах с комбинированной продувкой кислородом и аргоном [1]. Современная электропечь в комплексе с оборудованием для внепечной обработки стали (ковш-печь и вакууматор) позволяют получать широкую гамму составов стали, в том числе и с особо низким содержанием углерода и примесей.

1. Постановка задачи исследования

Комплекс свойств стали в значительной мере определяется содержанием основных и примесных элементов, а также количеством, морфологией и распределением неметаллических включений (оксиды, сульфиды, оксисульфиды, силикаты и др.) в стали. Качество конечной продукции во многом определяется рациональным выбором технологий выплавки и внепечной обработки металла, способом его раскисления.

В этой связи для отработки технологии производства нового вида продукции – сталей с особо низким содержанием углерода, основных легирующих элементов (кремния и марганца) и примесей (серы и фосфора) проведен комплекс исследований и опытно-промышленное опробование технологии выплавки полупродукта, внепечной обработки и раскисления его для получения стали с заданным комплексом свойств.

2. Экспериментальные исследования

Современная технология производства особо низкоуглеродистой стали обычно включает обработку чугуна в заливочных ковшах магнием в потоке природного газа, что обеспечивает существенное снижение в чугуне серы; выплавку в кислородном конвертере стального полупродукта с промежуточным сливом первичного шлака (для снижения содержания в шлаке SiO_2 и предотвращения рефосфорации); наведение новой шлаковой фазы, активной по отношению к сере; использование в качестве охладителей конвертерной плавки (металлизированных окатышей (~90% Fe); загущение оставшейся его части в конвертере известью; надежную отсечку шлака в процессе выпуска плавки из конвертера. В дальнейшем выбор методов внепечной обработки и количество необходимых технологических операций зависит от марки выплавляемой стали и требований по содержанию в ней кислорода, серы, азота, водорода и примесей цветных металлов. Важным фактором, определяющим выбор и порядок проведения операций внепечной обработки стали является также сравнение затрат на проведение финишных этапов сквозной технологии с достигаемым эффектом, определяющим конкурентоспособность металлопродукции.

Анализ влияния технологических факторов на содержание контролируемых элементов в готовой стали проведен путем использования последовательно - системного метода. Этот метод основан на проведении вещественного анализа всех шихтовых материалов, используемых при выплавке и внепечной обработке чугуна и стального полупродукта, анализе особенностей выплавки и внепечной обработки металла по принятой технологической схеме с последующим прогнозированием их влияния на состав и свойства готовой стали. На основании полученных результатов проводится обоснование наиболее рациональной по достигаемому результату схемы производства особо низкоуглеродистой стали.

Для стабилизации химического состава и температуры металла в ковше выбрана следующая схема. Выпуск стального полупродукта с температурой ~1720°C проводили в лабораторный ковш с периклазовой футеровкой, предварительно разогретый до 1350°C. Повышение температуры стального полупродукта на выпуске достигнуто путем увеличения углеродного потенциала ванны (заменой части лома (10%) твердым чугуном и вводов в ванну углеродсодержащих добавок) в период интенсивного обезуглероживания ванны. Повышенная температура на выпуске в дальнейшем обеспечивала после проведения на первом этапе внепечной

обработки раскисления, десульфурации и микролегирования металла титаном, ванадием и ниобием, получения температуры металла, необходимой для осуществления стабильной непрерывной разливки стали после проведения на втором этапе вакуумирования стали (~1620°C).

Раскисление и десульфурацию при сливе стального полупродукта в лабораторный ковш проводили последовательно путем присадки 30% алюминия, всего марганца (марганцевый концентрат и алюминиевая крупка), десульфурующей ШОС ($\text{CaO} - 57,2\%$; $\text{SiO}_2 - 20,9\%$; $\text{Al}_2\text{O}_3 - 9,5\%$; $\Sigma\text{FeO} + \text{MnO} - 5,60\%$ $\text{MgO} - 0,40\%$; $\Sigma\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} 0,15\%$), 70% алюминия. Повышение температуры металла на выпуске из конвертера в ковш и применение аллюминотермии при раскислении позволило улучшить тепловой баланс обработки стального полупродукта, исключив промежуточный подогрев металла в ковше, который осуществляют при реализации классической схемы УКП → вакууматор. Исключение (или снижения до минимума времени) нагрева металла в ковше позволит стабилизировать содержание в нем углерода, существенно снизив повышение его содержания из-за неконтролируемого перехода углерода в жидкую сталь из графитового электрода нагревателя УКП (установка ковш-печь).

Использование при проведении микролегирования брикетов на основе ильменитового (FeTiO_3), ванадиевого концентрата (40÷50% V_2O_5) и алюминиевой крупки путем реализации прямого микролегирования стали позволило увеличить степень перехода микролегирующих добавок – на 8÷12 при замене соответствующих ферросплавов и ~ на 2÷3% при замене порошковой проволоки, что обеспечивается термодинамическими и кинетическими условиями процесса.

Снижению содержания азота в стали, как показали результаты опытных лабораторных исследований, способствует проведение раскисления и микролегирования путем последовательного ввода под струю металла экзотермических брикетов на основе легирующих и алюминия. В результате замены ввода ферросплавов прямым легированием стали содержание азота в ней снизилось с 0,0050% при использовании ферросплавов до 0,0040%, т.е. ~на 20%.

Проверка возможности существенного увеличения содержания углерода в стальном полупродукте при взаимодействии жидкой стали с периклазоуглеродистой футеровкой сталеразливочного ковша, проведенная нами на лабораторной высокотемпературной установке с использованием 1 кг футеровки ковша, показала, что увеличение содержания углерода в стали с исходным содержанием углерода 0,003% незначительна. Увеличение углерода в металле за 30 мин выдержки при температуре 1630°C составило лишь 0,0002%. Полученный результат объясняется тем, что взаимодействие активного кислорода стали с углеродом поверхностного слоя периклазоуглеродистой футеровки ковша приводит к образованию буферного слоя из СО, что снижает до минимума

растворение углерода в стали. Аналогичный результат получен при анализе влияния содержания углерода в ШОС (шлакообразующие смеси рафинирующего назначения) для кристаллизатора МНЛЗ. Так, при содержании углерода в опытных ШОС от 8 до 12% увеличение содержания в стальной заготовке по сравнению с его содержанием в стальковше составило 0,0001%. Это объясняется механизмом работы опытной ШОС, полученной в условиях пиролиза углеродсодержащих отходов растительного происхождения, на зеркале жидкой стали в кристаллизаторе.

Таблица 1.

Химический состав полученной особо низкоуглеродистой стали опытно-промышленного опробования

№ пл.	Содержание элементов, %											
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	B	N	Al	Ca
1	0,012	0,082	0,024	0,006	0,026	0,033	0,072	0,12	0,005	0,007	0,0026	0,0028
2	0,014	0,12	0,017	0,007	0,013	0,040	0,089	0,13	0,009	0,007	0,0072	0,0025
3	0,015	0,12	0,01	0,007	0,016	0,029	0,071	0,12	–	0,008	0,0029	0,0026

Вывод

При производстве низкоуглеродистой стали эффективным является использование опытных шлакообразующих смесей, полученных в условиях пиролиза углеродсодержащих отходов растительного происхождения, на зеркале жидкой стали в кристаллизаторе.

Литература

1. Birat J.P.: Impact of steelmaking and casting technologies on processing and properties of steel. Ironmaking and Steelmaking, 2001, Vol. 28, № 2, p. 152÷158.

РАФИНИРОВАНИЕ ВЫСОКОМАРГАНЦОВИСТОГО РАСПЛАВА ПРИ ВЫПЛАВКЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОГО ФЕРРОМАРГАНЦА В КОНВЕРТЕРЕ С ДОННЫМ ДУТЬЕМ

REFINING OF HIGH-MANGANESE MELT IN THE MELTING OF MEDIUM-CARBON FERROMANGANESE IN A CONVERTER WITH BOTTOM BLOWING

Величко А.Г., Гасик М.И., ДуЮньшен

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

Abstract

The use of limestone with medium-carbon ferromanganese smelting method of oxygen refining process extends the technological capabilities to optimize the service life of the refractory lining of the converter, eliminating the need for continuous purging of manganese melt shortens and improves the completeness of flow smelting reduction the period.

Введение

Первые эксперименты по рафинированию высокоуглеродистого ферромарганца от углерода проводились путем продувки расплава воздухом. Вследствие напряженного теплового баланса и большого угара марганца при продувке воздухом этот способ не получил промышленного внедрения. Получение среднеуглеродистого ферромарганца путем обезуглероживания высокомарганцовистого расплава газообразным кислородом, подводимым к металлической ванне через донные дутьевые устройства, является эффективным и высокопроизводительным процессом [1]. Относительно высокое (около 87%) общее использование марганца при конвертерном переделе в значительной мере объясняется наличием восстановительного периода плавки, в течение которого кремний силикомарганца восстанавливает марганец, окислившийся на ранних стадиях продувки. Эффективность восстановительного периода плавки обеспечивается при наличии основного гомогенного шлака за счет перемешивания металлической и шлаковой фаз нейтральным газом.

1. Постановка задачи исследования

Необходимость формирования высокоосновного марганцевого шлака в процессе газоокислородного рафинирования среднеуглеродистого ферромарганца достаточно убедительно подтверждается данными петрографического анализа двух проб шлака, отобранных в момент перехода к восстановительному периоду, и конечным итогом силикотермического восстановления окисного шлака в конвертере. Как

показали результаты исследования, обе пробы состоят практически из силикатной и окисной фаз, содержание которых в образцах различно. Силикатная фаза состоит из силикатов типа CaMnSiO_3 и силикатного стекла. Окисная фаза представлена гаусманитом и манганозитом. Количество окисной фазы в пробе конечного шлака значительно увеличилось. При этом содержание марганца в первой и второй пробах составляет 40,93 и 30,69 %, а основность $(\text{CaO} + \text{MgO}/\text{SiO}_2)$ – 0,50 и 1,64 соответственно.

Известно, что силикотермическое восстановление окислов марганца, не связанных в силикаты, при наличии развитой межфазной поверхности металл – шлак происходит быстро и достаточно полно. В то же время формирование высокоосновного шлака в период кислородной продувки расплава углеродистого ферромарганца несколько затруднено из-за плохой растворимости извести. Образующаяся на поверхности кусочков тугоплавкая пленка двухкальциевого силиката препятствует быстрому их усвоению шлаком. Медленная ассимиляция извести приводит к тому, что жидкая составляющая формирующегося шлака имеет низкую основность и может способствовать повышенному, с учетом интенсивного перемешивания жидкости в конвертере, разрушению основной футеровки агрегата в районе шлакового пояса.

2. Результаты экспериментальных исследований

Практически на всем протяжении окислительного периода плавки в шлаке имеются нерастворившиеся кусочки извести. Достаточно однородный и жидкоподвижный шлак формируется лишь в конце процесса, когда температура расплава превышает 1800°C .

Следует отметить, что кратковременное повышение температуры металла до значений $1750 - 1800^\circ\text{C}$ не сопровождается интенсивным разрушением футеровки (рис. 1).

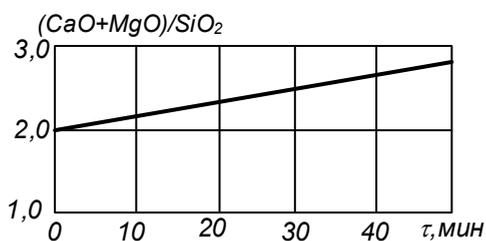


Рис. 1. Изменение основности шлака по ходу газокислородного рафинирования марганцевого расплава

Этому способствует также предусмотренное в технологической схеме процесса резкое снижение температуры расплава при переходе к восстановительному периоду плавки за счет присадки силикомарганца.

При этом желательно использовать низкокремнистый силикомарганец для увеличения массы присадок с целью достижения более низких значений температуры в конце восстановительного периода. Однако этот технологический прием регулирования температурного режима процессов имеет свои ограничения. Они четко проявляются при переходе к продувке с большей интенсивностью (свыше $2 \text{ м}^3/\text{мин}$), когда более быстрыми темпами растет температура расплава и процесс осуществляется в агрегатах большей емкости, где уменьшаются удельные тепловые потери конвертера. В этих случаях присадки необходимых количеств низкокремнистого силикомарганца CMn10 , например, приводят к увеличению концентрации углерода в готовом металле на $0,7\div 0,8\%$ и повышают содержание кремния свыше 2% .

Проведенный анализ особенностей протекания процесса рафинирования среднеуглеродистого ферромарганца в конвертере с донным подводом дутья позволяет сделать вывод о необходимости совершенствования технологии выплавки в направлении улучшения температурного и шлакового режимов плавки.

Нами исследована частичная или полная замена извести известняком. Опытные плавки проводились в конвертере емкостью 1 т , днище которого оборудовано тремя фурмами типа труба в трубе. Диаметр центральных каналов фурм 4 мм , а щель периферийного канала составляет $0,25\div 0,30 \text{ мм}$. Фурмы были изготовлены из медных и нержавеющей труб. Футеровка конвертера – хромомagneзитовая. В конвертер заливали $800\div 900 \text{ кг}$ углеродистого ферромарганца, температура которого составляла $1530\div 1560^\circ\text{C}$. Сплав содержал $78,40\div 84,15\%$ Mn , $0,4\div 1,46\%$ Si и $5,30\div 6,90\%$ C . Перед заливкой металла на подину присаживали известняк в количестве 20 кг/т . Окислительный период плавки проводился в течение $58\div 63 \text{ мин}$ при удельном расходе кислорода, вдуваемого в центральную фурму, $1,84 \text{ м}^3/\text{т}$ в минуту. Расход защитного природного газа, вдуваемого в периферийный кольцевой канал фурмы, составлял $10\div 15\%$ от расхода кислорода.

В течение окислительного периода плавки, начиная с 15-й минуты продувки, в ванну присаживался известняк со скоростью $3\div 5 \text{ кг/т}$ в минуту. Общий расход известняка на плавку достигал приблизительно 200 кг/т . После окончания окислительного рафинирования присаживался силикомарганец CMn14 в количестве $100\div 150 \text{ кг/т}$. В момент присадки силикомарганца кислород и природный газ заменялись азотом или аргоном и в течение $3\div 5 \text{ мин}$ проводился восстановительный период плавки. Удельный расход нейтрального газа изменялся в пределах $0,97\div 1,22 \text{ м}^3/\text{т}$ в минуту. Продукты плавки через горловину конвертера выпускались в изложницу. После остывания металл отделялся от шлака и взвешивался.

Изменение содержания элементов и температуры ферромарганца по ходу газокислородного рафинирования одной из опытных плавок представлено на рис. 2.

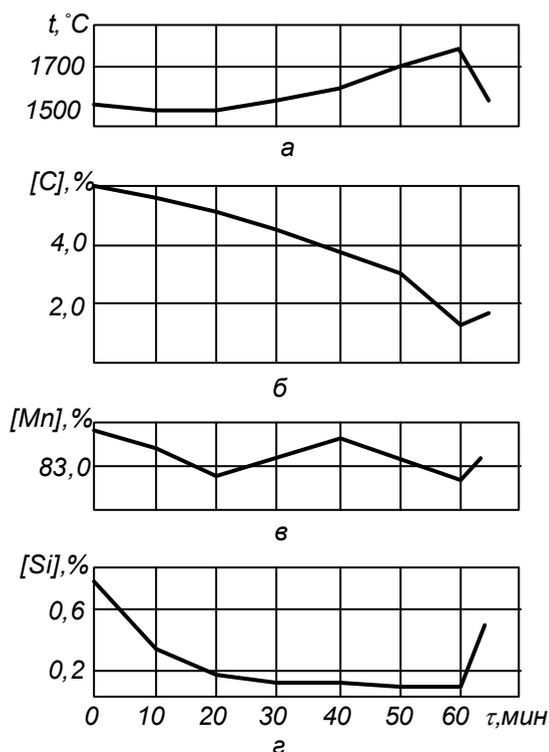


Рис. 2. Изменение температуры ферромарганца (а), содержание углерода (б), марганца (в), и кремния (г) в металле по ходу газокислородного рафинирования

Необходимо отметить, что поведение кремния, углерода и марганца на этих плавках носит традиционный для этого процесса характер. Так, при наличии в расплаве кремния реакция обезуглероживания не получает заметного развития (рис. 3), лишь после снижения его концентрации до значений, близких $0,15 \div 0,20\%$, становится заметным окисление углерода. В данном конкретном случае удалось снизить концентрацию углерода в конце окислительного периода до $1,25\%$. Содержание марганца в расплаве на всем протяжении рафинирования изменяется незначительно. Снижение его концентрации становится заметным лишь в конце периода.

Отличительной чертой этих плавков являлось то, что весь рафинировочный период удалось провести в температурном диапазоне, не превышающем 1760°C .

Применение известняка взамен извести позволило иметь на всем протяжении продувки основной гомогенный шлак. Механизм шлакообразования в данном случае может быть следующим. Выделяющийся при диссоциации известняка CO_2 непрерывно разрушает оболочку тугоплавкого соединения, что и способствует быстрому (при более низких температурах) формированию высокоосновного шлака. Так

как разложение известняка является энергоемким процессом, появляется возможность эффективно управлять температурным режимом плавки. При этом для проведения восстановительных процессов можно использовать силикомарганец с более высоким содержанием кремния и, следовательно, с более низкой концентрацией углерода, что, в свою очередь, позволяет с учетом разбавления углерода марганцем силикомарганца и марганцем, восстановленным из шлака, заканчивать окислительную продувку на более ранней стадии, т. е. не допускать передувки ванны кислородом. В то же время применение известняка при газокислородном рафинировании среднеуглеродистого ферромарганца имеет отрицательные стороны. Проведение окислительного периода на более низком температурном уровне сопровождается повышенным угаром марганца, особенно на заключительной стадии продувки за счет худшего распределения кислорода дутья между углеродом и марганцем. Кроме этого, выделяющийся при разложении известняка CO_2 также является окислителем, который взаимодействует преимущественно с металлом, находящимся в шлаке в период продувки в виде корольков. Все это приводит к тому, что шлак к концу окислительного периода содержит 49÷51% марганца, что на 2÷4% больше, чем по технологии с применением известня. Это хотя и не сказывается на общем использовании марганца на переделе, требует дополнительных количеств кремния на восстановление его окислов.

Вывод

Таким образом, применение известняка при выплавке среднеуглеродистого ферромарганца методом газокислородного рафинирования расширяет технологические возможности процесса, позволяет оптимизировать службы огнеупорной футеровки конвертера, исключает необходимость передувки марганцевого расплава, сокращает длительность и повышает полноту протекания восстановительного периода плавки, положительно сказывается на других технико-экономических показателях рассматриваемой технологии.

Литература

1. Нефедов Ю.А., Рабинович А.В., Садовник Ю.В.: Газокислородное рафинирование – универсальный метод выплавки высококачественных сталей, сплавов и ферросплавов: ретроспективные научные труды ученых кафедры электрометаллургии. Сучасна металургія: проблеми та рішення: зб. доповідей і тези Міжнародної наук.-практ. конф. (9÷11 грудня 2015 р., Дніпропетровськ, Україна): ЭБ.Дніпропетровськ: НМетАУ, кафедра електрометалургії, 2015, с. 302÷307.

THERMODYNAMIC ASSESSMENT OF THE GLASS-FORMING Fe-(Ti, Zr, Hf) SYSTEMS

Agraval P., Turchanin M., Dreval L.

Donbass State Engineering Academy, Department of Foundry Technology and Equipment

Abstract

Thermodynamic assessment of the glass-forming Fe-Ti, Fe-Zr and Fe-Hf systems was carried in the frameworks of CALPHAD-method. The excess Gibbs energy of liquid alloys was modelled in the framework of ideal associated solution model. The excess Gibbs energy of solid solutions was described by means of Redlich-Kister polynomials. Compound Energy Formalism are used to describe the thermodynamic properties of intermetallic compounds.

Introduction

The thermodynamic description of binary and multicomponent systems is effective instrument for developing of theoretical basis of new materials obtaining, which allows to combine information on the thermodynamic properties of phases and their equilibria. In this work, we have developed new thermodynamic descriptions of the Fe-Ti, Fe-Zr and Fe-Hf glass-forming systems in the frameworks of CALPHAD-method [1].

1. Calculation procedure and models

Gibbs energy of solution phase ϕ was described by the expression

$$G^\phi(x_{Me}, T) = G^{\text{add}} + \Delta G^{\text{id}} + \Delta G^{\text{ex}}, \quad (1)$$

where x_{Me} is mole fraction of Ti, Zr or Hf; G^{add} is the Gibbs energy of mechanical mixture of pure Fe and Ti, Zr or Hf in the structural state ϕ [2]; ΔG^{id} is the Gibbs energy of ideal solution; ΔG^{ex} is the excess Gibbs energy. For liquid alloys, the last term was calculated using the ideal associated solution model (IASM) [3, 4] with parameters ΔH_n and ΔS_n – the enthalpy and entropy of formation of associate n. For the solid solutions ΔG^{ex} was calculated using Redlich-Kister formula [1] with interaction parameter $L_i = A_i + B_i T$. The magnetic contribution to ΔG^{ex} of solid solutions was described using the Hillert-Jarl model [1, 2] using T_{cr} parameter.

For stoichiometric intermetallic compounds (C36, FeZr₂, FeZr₃, α Fe₂Hf, β Fe₂Hf and FeHf₂) with the general formula Fe_kMe_l the Gibbs energy per mole of atoms was described by means of equation:

$$G^{\text{Fe}_k\text{Me}_l}(T) = G^{\text{add}} + \Delta_f H^{\text{Fe}_k\text{Me}_l} - \Delta_f S^{\text{Fe}_k\text{Me}_l} T, \quad (2)$$

where: $\Delta_f H^{\text{FekMe}l}$ and $\Delta_f S^{\text{FekMe}l}$ are formation enthalpy and entropy of compound.

The thermodynamic properties of Fe₂Ti, FeTi, C15 and λ compounds with a homogeneity range were modelled applying the Compound Energy Formalism (CEF) [1]. The two-sublattice model (Fe, Me)_k:(Fe, Me)_l was used.

2. Results of calculations

Gibbs energy model parameters of phases (table 1) were obtained by optimization a set of thermodynamic and phase equilibria data. Calculated phase diagrams of the Fe-Ti, Fe-Zr and Fe-Hf systems are shown in figure 1. Calculated coordinates of invariant equilibria are listed in table 2.

Table 1.
The model parameters of the Gibbs energy (J/mol) of phases of the Fe-Me systems

Phase	Associate	Param.	Fe-Ti	Fe-Zr	Fe-Hf
L	Fe ₂ Me	ΔH_n	-97617	-129490	-154580
		ΔS_n	-45.14	-57.72	-60
	FeMe	ΔH_n	-55787	-53630	-75330
		ΔS_n	-7.53	-11.16	-22.44
(γFe)	$L_0 = A_0 + B_0T$		-12840+11.1T	-15135	12553
	$L_1 = A_1 + B_1T$		-21348	-	34770
(αMe)	$L_0 = A_0 + B_0T$		-10000+15T	-	100000
$(\alpha\text{Fe}, \delta\text{Fe}, \beta\text{Me})$	$L_0 = A_0 + B_0T$		-75176+26.43T	-9225	-61205+32.23T
	$L_1 = A_1 + B_1T$		5467-1.82T	-	30202-15T
	$L_2 = A_2 + B_2T$		25262-15.83T	-	-
	T_{cr}		637.79	-	-
Phase	Parameter				
Fe ₂ Ti	$\Delta_f H^{\text{Fe}_2\text{Ti}} = -30266.7; \Delta_f S^{\text{Fe}_2\text{Ti}} = -5.81$				
FeTi	$\Delta_f H^{\text{FeTi}} = -31897; \Delta_f S^{\text{FeTi}} = -5.59;$ $L_{\text{Fe:Fe,Ti}} = L_{\text{Fe,Ti:Fe}} = -5000; L_{\text{Ti:Fe,Ti}} = L_{\text{Fe,Ti:Ti}} = 10000$				
C36	$\Delta_f H^{\text{C36}} = -21911; \Delta_f S^{\text{C36}} = -2.1095$				
C15	$\Delta_f H^{\text{C15}} = -28178; \Delta_f S^{\text{C15}} = -3.992; L_{\text{Fe,Zr:Fe}} = L_{\text{Fe,Zr:Zr}} = 20000;$ $L_{\text{Fe:Fe,Zr}} = L_{\text{Zr:Fe,Zr}} = 4500$				
FeZr ₂	$\Delta_f H^{\text{FeZr}_2} = -13311; \Delta_f S^{\text{FeZr}_2} = -0.86$				
FeZr ₃	$\Delta_f H^{\text{FeZr}_3} = -11177; \Delta_f S^{\text{FeZr}_3} = -1.6$				
λ	$\Delta_f H^\lambda = -42189; \Delta_f S^\lambda = -10.14;$ $L_{\text{Fe:Fe,Hf}}^0 = -25.9+3.75T; L_{\text{Fe:Fe,Hf}}^1 = 14420$				
$\beta\text{Fe}_2\text{Hf}$	$\Delta_f H^{\beta\text{Fe}_2\text{Hf}} = -42644.4; \Delta_f S^{\beta\text{Fe}_2\text{Hf}} = -10.353$				
$\alpha\text{Fe}_2\text{Hf}$	$\Delta_f H^{\alpha\text{Fe}_2\text{Hf}} = -42650; \Delta_f S^{\alpha\text{Fe}_2\text{Hf}} = -10.3568$				
FeHf ₂	$\Delta_f H^{\text{FeHf}_2} = -24162.5; \Delta_f S^{\text{FeHf}_2} = -7$				

In our previous works [5, 6] the effectiveness of calculations within the framework of the CALPHAD-method for modelling of metastable phase

transformations with participation of supercooled melts was demonstrated. One of the possibility consists in prediction of the composition ranges for their amorphization by quenching from liquid. Under conditions of high-speed quenching of the melts, when the formation of intermetallic phases is suppressed kinetically, the solution of this task is possible on the basis of comparing thermodynamic stability of supercooled liquid and terminal solid solutions.

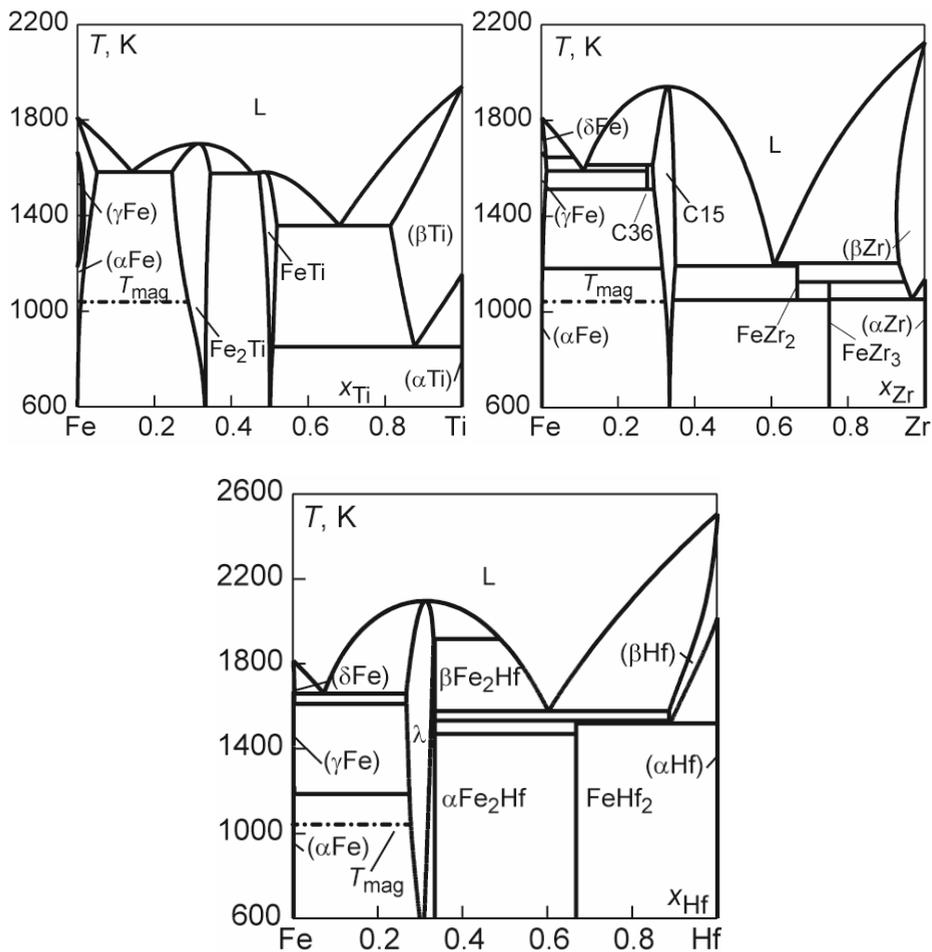


Fig. 1. Calculated phase diagrams of Fe-(Ti, Zr, Hf) systems

Table 2.

Coordinates of invariant equilibria in the Fe–Me systems

System	Reaction	T, K	$x_{Me}^{\phi_1}$	$x_{Me}^{\phi_2}$	$x_{Me}^{\phi_3}$
Fe–Ti	$L \rightleftharpoons Fe_2Ti$	1670	0.310		
	$L \rightleftharpoons FeTi$	1583	0.485		
	$L \rightleftharpoons (\alpha Fe) + Fe_2Ti$	1573	0.153	0.062	0.249
	$L \rightleftharpoons Fe_2Ti + FeTi$	1572	0.442	0.342	0.466
	$L \rightleftharpoons FeTi + (\beta Ti)$	1371	0.701	0.522	0.815
	$(\beta Ti) \rightleftharpoons FeTi + (\alpha Ti)$	859	0.872	0.509	0.999
Fe–Zr	$L \rightleftharpoons C15$	1942	0.327		
	$(\delta Fe) \rightleftharpoons (\gamma Fe) + L$	1646	0.011	0.010	0.084
	$L + C15 \rightleftharpoons C36$	1616	0.116	0.289	0.275
	$L \rightleftharpoons (\gamma Fe) + C36$	1590	0.109	0.012	0.275
	$C36 \rightleftharpoons (\gamma Fe) + C15$	1514	0.275	0.010	0.292
	$L + (\beta Zr) \rightleftharpoons FeZr_2$	1200	0.608	0.933	0.667
	$L \rightleftharpoons C15 + FeZr_2$	1199	0.605	0.349	0.667
	$(\gamma Fe) \rightleftharpoons (\alpha Fe)$	1184	0		
	$FeZr_2 + (\beta Zr) \rightleftharpoons FeZr_3$	1126	0.667	0.949	0.750
	$(\beta Zr) \rightleftharpoons FeZr_3 + (\alpha Zr)$	1055	0.965	0.750	1
	$FeZr_2 \rightleftharpoons C15 + FeZr_3$	1051	0.667	0.342	0.750
	Fe–Hf	$L \rightleftharpoons \lambda$	2095	0.312	
$\lambda + L \rightleftharpoons \beta Fe_2Hf$		1916	0.331	0.487	0.333
$L \rightleftharpoons (\delta Fe) + \lambda$		1658	0.072	0.003	0.266
$(\delta Fe) \rightleftharpoons (\gamma Fe) + \lambda$		1606	0.002	0	0.267
$L \rightleftharpoons \beta Fe_2Hf + (\beta Hf)$		1575	0.602	0.333	0.885
$\beta Fe_2Hf + (\beta Hf) \rightleftharpoons FeHf_2$		1531	0.333	0.887	0.667
$(\beta Hf) \rightleftharpoons FeHf_2 + (\alpha Hf)$		1518	0.888	0.667	1
$\alpha Fe_2Hf \rightleftharpoons \beta Fe_2Hf$		1468	0.333		
$(\gamma Fe) \rightleftharpoons (\alpha Fe)$		1184	0		

The metastable phase diagrams calculated for the Fe–Me systems with participation of supercooled liquid phase and terminal (αFe) , (γFe) , (δFe) , and (βMe) solutions are shown in figure 2. The metastable liquidus and solidus lines are given together with $T_0^{L/(\alpha Fe)}$ and $T_0^{L/(\beta Me)}$ lines of equality of Gibbs energy of the melt and corresponding solid solutions.

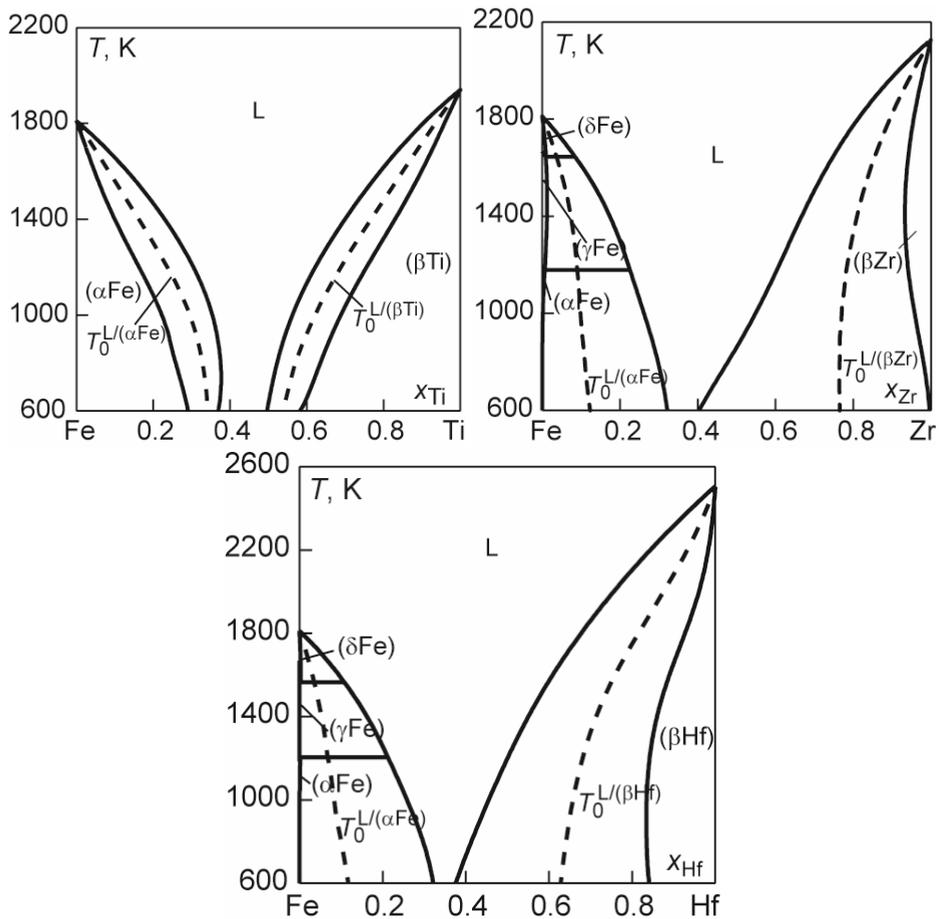


Fig. 2. Metastable phase transformations with participation of supercooled liquid and (αFe) , (γFe) and (βMe) solid solutions of the Fe-(Ti, Zr, Hf) systems

Conclusion

As it can be seen from figure 2 in the Fe-Me systems the wide compositional ranges exist where the relative thermodynamic stability of supercooled liquid alloys is higher than the same for the terminal solid solutions. The existence of these composition ranges indicates on high glass-forming ability of the Fe-Me liquid alloys. This conclusion correlate well with known compositions of rapidly quenched amorphous alloys in the Fe-Zr and Fe-Hf systems. Obtained thermodynamic descriptions of the binary systems are perspective for modelling glass-forming ability of related multicomponent systems.

References

1. Saunders N., Miodownik A.P.: CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. Pergamon, Oxford, Vol. 1, 1998.
2. Dinsdale A.T.: CALPHAD, 1991, Vol. 15, № 4, p. 317÷425.
3. Turchanin A.A., Turchanin M.A., Agraval P.G.: J. Metastable Nanocryst. Materials, 2010, Vol. 10, p. 481÷486.
4. Agraval P.G., Dreval L.A., Turchanin M.A.: Powder Metall. Met. Ceramics, 2016, № 11–12, p. 93÷104.
5. Turchanin M.A., Agraval P.G., Fesenko A.N., e.a.: Powder Metall. Met. Ceramics, 2005, Vol. 44, №. 5–6, p. 259÷270.
6. Turchanin M.A., Agraval P.G.: Powder Metall. Met. Ceramics, 2008, Vol. 47, № 3–4, p. 223÷233.

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СВОЙСТВ
НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ ЧУГУНОВ
В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ ПРИ
ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ**

***INFLUENCE OF STRUCTURE, PHASE COMPOSITION
AND PROPERTIES ON THE CHROMIUM-MANGANESE CAST IRON
WEAR RESISTANCE IN THE CAST STATE IN CONDITIONS
OF FRICTION AT HIGHER TEMPERATURES***

***Куцова В.З. *, Ковзель М.А. *, Гребенева А.В. *, Швец П.Ю. *, Zyska A. **,
Копорка Z. *****

*Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск,
**Czestochowa University of Technology, Faculty of Production Engineering
and Materials Technology, Department of Foundry

Abstract

Influence of the structure, phase composition, properties of the chromium-manganese cast iron wear resistance in the cast state in conditions on friction at higher temperatures were studied at the present work. High wear resistance of the alloys is determined by the alloying degree and shape parameter of eutectic carbide and also due to deformation and phase transformations that occur in the studied alloys in the process of friction wear were determinate.

Introduction

Currently, increasing the problem of products wear resistance, working in abrasive conditions and impact-abrasive wear and wear of friction remains is one of the most urgent tasks. The wear due to friction, leading to loss of function, cause premature failure of most parts of cars and equipment of mining, metallurgical, coal industry, building materials industry and the energy sector.

Wear of materials - the process of surface layers destruction of friction bodies, which leads to reduction of body size (wear) in the direction perpendicular to the friction surface [1, 2]. Wear diverse. They are determined by a variety of changes in the contact layer at friction. These changes are as a geometric picture of the contact and the properties of the contacting surfaces. It should be borne in mind that wear is a complex multilevel process. The main initiators of wear are the deformation of the contacting surfaces material under the action of contact stresses and temperature fluctuations. The consequence is the accumulation of structural defects concentration in the surface layer: texturing of the material in the slide direction; the chemical reaction of the material couples with the active components of the environment; the transfer of matter from the friction surface depth or back, the substance exchange of the contacting bodies, etc.

The mechanism of surface layer destruction in the wear depends on the conditions of friction and wear properties of the material.

Modern studies suggest that the perspective materials for work in conditions of friction are economic alloyed cast irons which widely used as cast and heat treated condition as highly wear-resistant tribological materials [3÷5]. The blades shot blasting machines, plates armor mills and grinding media for grinding hard materials, as well as mill rolls and the rolling tool are made from them.

Changing the structure of the alloy (material), through proper alloying or use different heat treatment conditions, it is possible purposefully to influence on formation of specified properties chromium-manganese cast iron.

Therefore, the study of the impact of the structure, phase composition and properties on the wear resistance chromium-manganese cast iron in the cast conditions of friction at high load and temperature is an important task of modern materials science.

1. Material and methods of the study

The object of investigation in this work were the samples of experimental-industrial melting chromium-manganese cast iron, the chemical composition of which is given in table 1.

Table 1.

The chemical composition of the cast iron

№	Chemical composition, %									
	C	Cr	Ni	V	Mn	Si	Cu	S	P	Fe
1	2.2	12.63	0.83	0.25	5.7	1.0	0.10	0.009	0.013	77.3
2	2.7	15.91	0.95	0.25	10.5	0.9	0.9	0.009	0.027	67.9
3	3.1	13.1	1.15	0.25	15.75	0.9	0.15	0.003	0.025	65.57

The microstructure of the samples was identified in 10% nitric acid solution. Research of microstructure was carried out by using the optical microscope “Neophot-21”. Microhardness of phases and structural components was defined by using microhardness measuring instrument PMT-3 on a standard procedure. Phase composition of samples was studied on the diffractometer DRON-3M in FeK_{α} – radiation. The phase composition was determined by local x-ray spectral analysis using an electron microscope JSM-840 system microanalysis “Link - 860/500” (firm “Link Analytical, England). Hardness (HRC) of the investigated cast iron in the cast stay was determined by the Rockwell’s standard method.

Wear testing friction of chromium-manganese cast iron as cast condition was carried out at higher temperature (950°C) on the upgraded of friction 2070 SMT – 1 setup scheme "shaft-plane" [6]. For tests used samples in the parallelepiped form, with dimensions of 10×10×27 mm. As counter body used

Cr.45. At higher temperature tests the specimens were mounted on a special mandrel, creating a load of 500, 600 N and is heated by friction at the sliding velocity of 2 m/s. During one minute the temperature in the contact reached 950°C, the temperature was measured by a pyrometric method.

In this paper we study the structure, phase composition, hardness, microhardness of structural components of the chromo-manganese cast iron samples in the cast stay.

2. The results of the study

In this paper we study the structure, phase composition, hardness, microhardness of structural components of the chromo-manganese cast iron samples in the cast condition.

The microstructure of the investigated cast irons heats chromium-manganese in cast condition is shown in figure 1.

The microstructure of the cast iron in the cast stay samples (Fig. 1) suggests that crystallization begins with the selection of primary dendrites of austenite and ends with the formation of eutectic colonies. In the microstructure contains carbides Me_7C_3 both in longitudinal and in cross-section and thinly dispersible austenite-carbide eutectic on carbide Me_7C_3 based (Fig. 1).

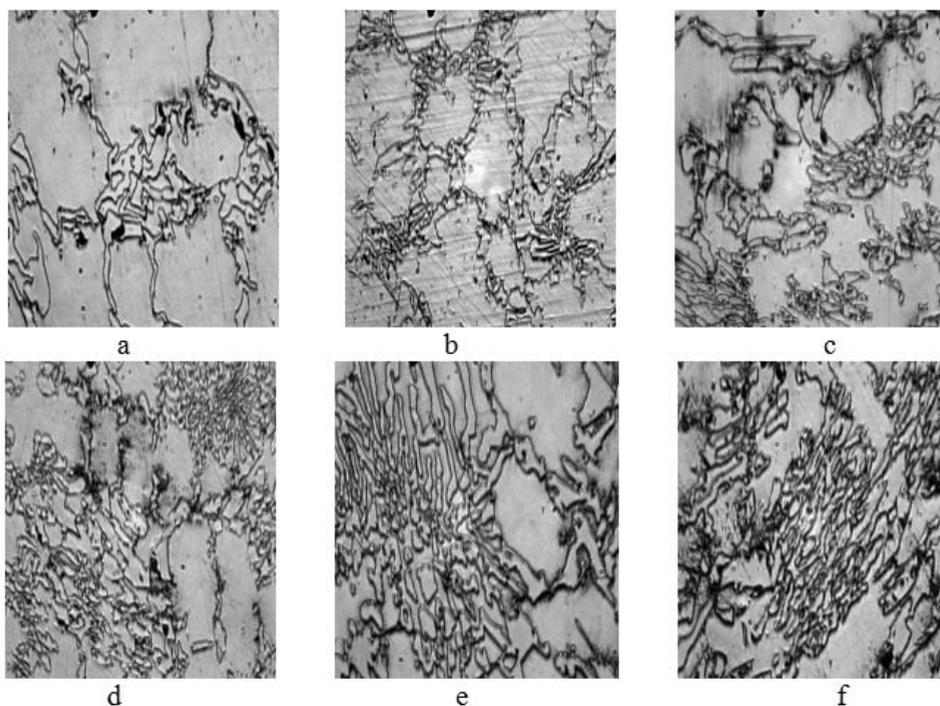


Fig 1. Microstructure of the chromo-manganese cast irons in the cast condition (alloy 1): a, b – alloy 1; c, d – alloy 2; e, f – alloy 3; $\times 500$

Methods of quantitative metallography and x-ray diffraction analysis determined the proportion of primary austenite (A_1) and carbide eutectic (EC). For alloy 1, this ratio is: $A_1 = 65\%$, $EC = 35\%$, for alloy 2: $A_1 = 48\%$, $EC = 62\%$, for alloy 3: $A_1 = 22\%$, $EC = 78\%$. Defined the length of the plates eutectic carbides (EC) Me_7C_3 in all the investigated alloys: alloy 1 it was 36.5 mkm, for alloy 2, it was equal to 42.5 mkm, and in alloy 3 the carbide is characterized by the maximum length, which was 55.65 mkm. Parameter of the plates eutectic carbides (EC) Me_7C_3 form (PF) in the alloy 1 was 3.95, alloy 2 – 3.85, alloy 3 – 2.68. The form parameter EC characterizes differentiation eutectic, less than PF, the higher the differentiation eutectic, which contributes to the strength and plastic properties of the alloy.

Proportion of primary austenite dendrites and eutectic component is determined by the carbon content and the ratio of the major alloying elements chromium and manganese. Therefore, in alloy 3, where the amount of carbon and manganese maximum, the number of carbides increases in comparison with alloys 1 and 2, respectively, 2.2 and 1.7 times.

The phase composition of the investigated chromo-manganese alloys was studied using x-ray diffraction analysis. Quantitative data of x-ray analysis are shown in table 2. X-ray analysis in the investigated alloys revealed carbide Me (Cr, Mn, Fe) $_7C_3$ [9], cementite, austenite and ferrite. The amount of austenite in the matrix of the investigated cast iron increases from 76% to 91% with increasing carbon content and alloying elements (chromium and manganese), and ferrite decreases, respectively, from 24% to 9% (table 2). The presence of ferrite is probably due to insufficient stability of the austenite, undergoes decomposition to ferrite and carbide in the cooling process. Data analysis table 2 shows that in the structure of the iron is present in almost equilibrium α -phase, the degree of imperfection ($\beta_{0.5}$) lattice which is in the range from 0.57 to 0.59 is, the lattice parameter of the α -phase ($a\alpha$) equal 2.87÷2.88.

Microhardness phases and structural components of the investigated alloys in cast stay are shown in table 2.

Table 2.

Microhardness of phases and structural components of the investigated chromo-manganese cast iron in cast condition

№	Microhardness of phases and structural components, MPa			Hardness, HRC
	A-K eutectic	Matrix	Eutectical carbide	
1	7920	4137	6577	35
2	8934	4228	8244	42
3	9195	4663	8965	42

The microhardness of the matrix and eutectic carbides all investigated alloys increases with increasing amounts of carbon, chromium and manganese (table. 2). The hardness of alloys 2 and 3 are the same and is 42 units HRC, and alloy 1 significantly below – 35 units (table 2).

The microhardness of the matrix and eutectic carbides of all studied alloys increases with increasing amounts of carbon, chromium and manganese (tab. 2). The hardness of alloys 2 and 3 is identical and is 42 units of HRC, and of alloy 1 is much lower – 35 units (table 3). Hardness of the investigated alloys, as well as the microhardness of the matrix and austenite-carbide eutectic carbide on the basis of Me_7C_3 is determined by the degree of alloying and eutectic carbide shape parameter.

Table 3.

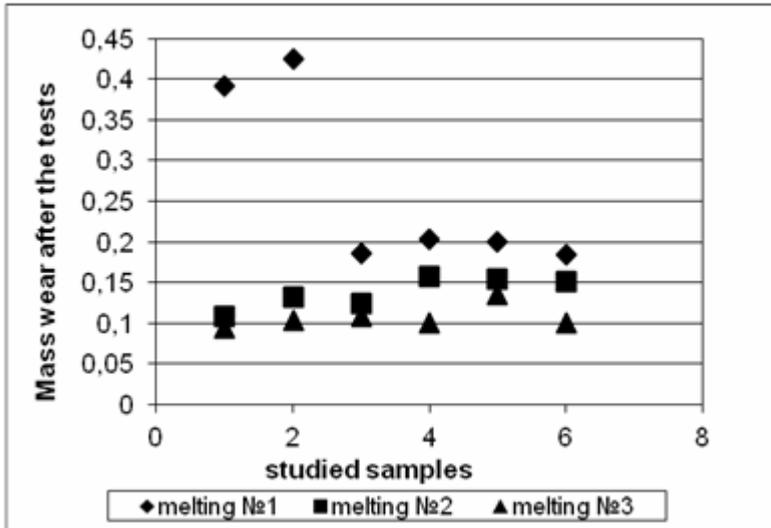
The results of the tests on wear resistance chromium-manganese iron in the cast condition

№	Linear wear. mkm		Volumetric wear sm^3		Wear intensity. i		Coefficient of wear resistance. n	
	500N	600N	500N	600N	500N	600N	500N	600N
Melting №1								
1	628	568	0.05092	0.12705	2.33×10^{-7}	5.81×10^{-7}	6.63	6.24
2	682	622	0.05529	0.05042	2.53×10^{-7}	2.31×10^{-7}	6.59	6.63
3	299	145	0.02429	0.11631	1.11×10^{-7}	5.32×10^{-7}	6.95	6.27
4	327	232	0.026562	0.03502	1.22×10^{-7}	1.60×10^{-7}	6.91	6.79
5	321	118	0.02606	0.08946	1.19×10^{-7}	4.09×10^{-7}	6.92	6.39
6	296	218	0.02398	0.12589	1.10×10^{-7}	5.76×10^{-7}	6.95	6.24
Melting №2								
7	178	164	0.01445	0.01329	6.61×10^{-8}	6.08×10^{-8}	7.17	7.22
8	216	281	0.01756	0.02276	8.03×10^{-8}	1.04×10^{-8}	7.09	6.98
9	203	137	0.01645	0.01116	7.52×10^{-8}	5.11×10^{-8}	7.12	7.29
10	257	178	0.02086	0.01445	9.54×10^{-8}	6.61×10^{-8}	7.02	7.18
11	253	145	0.02051	0.01177	9.38×10^{-8}	5.38×10^{-8}	7.02	7.27
12	248	231	0.02009	0.01871	9.19×10^{-8}	8.56×10^{-8}	7.03	7.08
Melting №3								
13	153	110	0.01247	0.00894	5.7×10^{-8}	4.09×10^{-8}	7.24	7.34
14	169	152	0.01373	0.01232	6.2×10^{-8}	5.64×10^{-8}	7.20	7.25
15	175	212	0.01424	0.01718	6.51×10^{-8}	7.86×10^{-8}	7.18	7.11
16	165	166	0.01336	0.01346	6.11×10^{-8}	6.16×10^{-8}	7.21	7.21
17	220	196	0.01782	0.01594	8.15×10^{-8}	7.29×10^{-8}	7.08	7.14
18	163	155	0.01323	0.01768	6.05×10^{-8}	8.09×10^{-8}	7.21	7.09

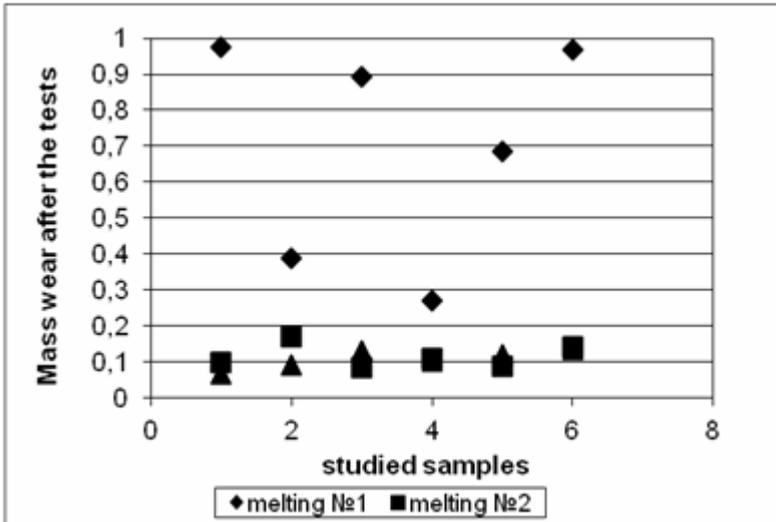
In this paper, were carried out on wear resistance chromium-manganese cast iron in the cast stay in conditions of friction at higher temperatures. Figure 2 and table 3 shows the results of tests on wear resistance chromium-manganese iron in the cast condition.

Data analysis figure 2 and table 3 shows that alloy 3 has the highest wear resistance (minimum wear intensity and a high coefficient of wear resistance) as a result of friction wear at higher temperatures.

High wear resistance of the alloy was associated with a high microhardness of the matrix austenite-carbide eutectic carbide on the basis of Me_7C_3 and was determined by the degree of alloying and eutectic carbide shape parameter and also due to deformation and phase transformations that occur in the studied alloys in the process of friction wear.



a



b

Fig. 2. Mass wear chromium-manganese cast irons in the cast condition as a result of tests on the wear friction and at load of 500 N; b – at a load of 600 N

Conclusions

The influence of the structure, phase composition, properties of the wear resistance chromium-manganese cast iron in the cast stay in conditions of friction at higher temperatures were determinate.

It was shown:

- the proportion of primary austenite dendrites and the eutectic constituent in the as cast is defined by the carbon content and ratio of the main alloying elements - chromium and manganese;
- the hardness of cast irons is determined by the content of carbon, manganese and the number of carbide component;
- hardness chromium-manganese cast irons in the cast state, with increasing the content of carbon and manganese increases by 25%. The maximum hardness of as cast alloys are characterized by 2, 3;
- maximum wear resistance in conditions of friction at high load and temperature is characterized by the alloy 3;
- high wear resistance of the alloy is determined by the degree of alloying and shape parameter of eutectic carbide and also due to deformation and phase transformations that occur in the studied alloys in the process of friction wear.

References:

1. Трение, изнашивание и смазка: справочник в 3 т., Под ред. Крагельского И.В., Алисина В.В. М.: Машиностроение Т. 1, 1978.
2. Волчок И.П.: Сопротивление разрушению стали и чугуна: учеб. М.: Metallurgy, 1993.
3. Соколов О.Г., Капов К.Б.: Железомарганцевые сплавы. Киев: Наукова думка, 1982.
4. Материалы в машиностроении. Справочник. М: Машиностроение, Т. 4, 1969.
5. Чейлях А.П., Клок Д.В., Прекрасный С.В.: Разработка и исследования новых экономнолегированных износостойких чугунов с метастабильной структурой для быстроизнашивающихся деталей. Металл и литье Украины, 2006, № 9–10, с. 13÷17.
6. Дворук В.І., Матросов М.В.: Прецизійний вимірювач лінійного зносу механічних трибосистем для випробувальної машини 2070 СМТ-1. Проблеми тертя та зношування: Наук.-техн. Зб. – К.: Вид-во НАУ «НАУ-друку», 2008, в. 50, с. 44÷49.
7. Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В., Ратникова И.В., Величко О.О.: Влияние легирующих элементов на формирование структуры, фазового состава и свойств хромомарганцевого чугуна в литом состоянии. Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost', 2015, № 3 (294), с. 45÷48.
8. Kutsova V.Z., Kovzel M.A., Grebeneva A.V., Velichko O.O., Stradomski Z.: Structure, Phase Composition And Properties Of Chromo-Manganese Cast Iron In The Cast Stay. New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. A collective monograph red. H. Radomiak, J. Boryca, Czestochowa 2015, №. 48, p. 320÷325.
9. Нестеренко А.М., Куцова В.З., Ковзель М.А.: Исследование кристаллической структуры карбидов типа Me_7C_3 . Металлофизика и новейшие технологии, 2003, № 1, с. 99÷106.
10. Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В., Ратникова И.В., Швец: П.Ю.: Формирование структуры, фазового состава и свойств хромомарганцевых чугунов в литом и нормализованном состоянии. Строительство, материаловедение, машиностроение, Сборник научных трудов «Стародубовские чтения». Днепрпетровск, 2016, в.№ 89, с.101÷111.
11. Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В., Швец: П.Ю., Zyska A., Koczurkiewicz B.: Структура и механические свойства хромомарганцевых чугунов в литом состоянии. New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. A collective monograph red. J. Boryca, R Wyczółkowski, Czestochowa 2016, № 56, p. 147÷153.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ ДЛЯ ПАЛЬЦЕВ ТРАКОВ ТРАКТОРОВ

RESEARCH OF POSSIBILITY OF APPLICATION OF WHITE CAST-IRONS FOR FINGERS OF ТРАКОВ OF TRACTORS

Миронова Т., Петруша А.

Национальная металлургическая академия Украины, кафедра материаловедения им. академика Тарана-Жовнира Ю.Н.

Abstract

This thesis work is dedicated to broadening the scientific basis for structure formation control in deformable sparingly alloyed white cast iron to develop optimal chemical compositions and methods of using white cast iron for strain processing technology applied in existing industrial environment, which is aimed at facilitating production of metallurgical equipment components and machine building equipment components with increased service durability. Chipless shaping allows to significantly improve mechanical properties of white cast iron and provides new opportunities to apply it as either instrumental, or construction material.

1. Актуальность работы

Повышение ресурса работы деталей ходовой части гусеничных машин способствует повышению эффективности их использования. Срок службы применяемых в настоящее время гусеничных цепей с открытыми шарнирами с литыми звеньями из стали 110Г3Л и пальцами из стали 50 в три – четыре раза меньше, чем ресурс работы других систем гусеничных тракторов. Применение для изготовления пальцев более износостойких материалов может существенно увеличить длительность бесперебойной работы гусеничных машин. Использование белых чугунов, которые имеют повышенную износостойкость ограничивается их достаточно низкими показателями ударной вязкости и прочности в литом состоянии. Поэтому целесообразно изучить возможность применения для гусеничных пальцев деформированного белого чугуна, который сочетает высокую стойкость к абразивному износу с высокой стойкостью к ударным нагрузкам [1, 2].

2. Цель работы

Целью работы является изучение возможности использования белых чугунов после обработки давлением для пальцев траков тракторов и исследование влияния структуры после разных режимов термической обработки на их износостойкость.

3. Материал и методы получения образцов

В работе были использованы белые экономно легированные чугуны с повышенной пластичностью, которые называют дактилированными [1], химический состав показан в табл. 1.

Таблица 1.

Химический состав чугуна экспериментального чугуна

C	V	Cr	Mn	Si	P	S	Zr	W	Mo
2,62	1,51	0,70	0,40	0,33	0,012	0,005	0,08	0,01	0,01

Для оценки возможности использования деформированного чугуна для пальцев гусеничного движителя была изготовлена партия калиброванного прутка, последовательность технологических операций представлена на рис. 1.



Рис. 1. Блок – схема изготовления калиброванных прутков для пальцев тракторов из деформированного чугуна

Для умягчения материала (до 22÷27 HRC) после горячей обработки давлением прутки дополнительно отжигали по следующему режиму: нагрев до 850°C, выдержка и охлаждение с печью до 400°C, далее на воздухе. В результате сфероидизации перлита и включений эвтектических карбидов, непрерывность эвтектической сетки полностью нарушается, твердость не

Это позволяет успешно проводить механическую обработку и холодную деформацию.

4. Результаты исследований

Для определения оптимальной окончательной термической обработки пальцев исследовали влияние различных режимов на износостойкость образцов, вырезанные из полученных прутков. Учитывая результаты проведенных ранее исследований [3, 4] применяли следующие виды термической обработки, выдержка при отпуске составляла 120 мин.:

1. закалка в воде от 1000°C, отпуск 200°C
2. закалка в масле от 860°C
3. закалка в воде от 860°C; отпуск при 200°C;
4. закалка в воде от 900°C, отпуск 200°C.
5. закалка в воде от 860°C; отпуск при 150°C;
6. закалка в воде от 860°C ,

На рис. 2 показан сравнительный анализ интенсивности изнашивания образцов с различными методами термической обработки.

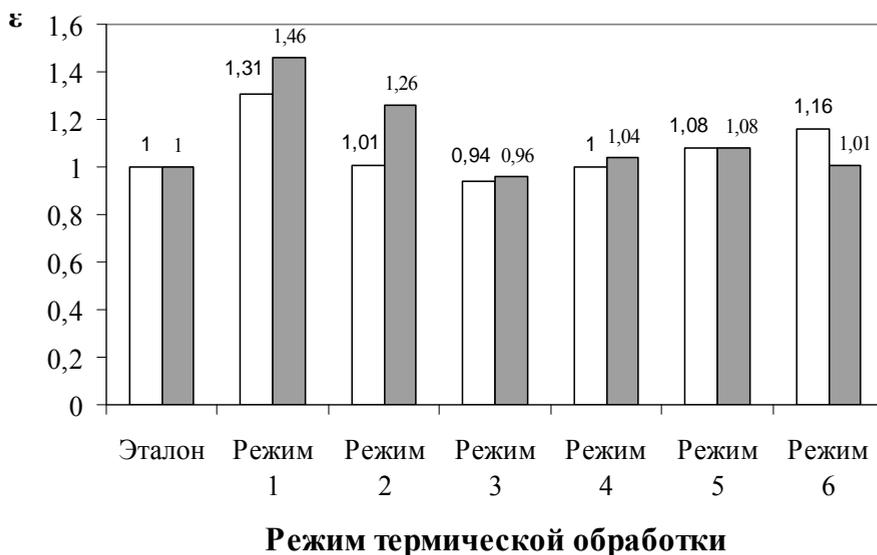


Рис. 2. Схема сравнительного анализа интенсивности изнашивания образцов с различными режимами термической обработки

Испытания на абразивную износостойкость деформированного чугуна проводили на серийной машине трения МИ-1-М по схемам, показанным на рис. 3. Из проката чугуна изготавливали образцы диаметром 43 мм и шириной 15 мм. При испытании образцов по схеме с закрепленным абразивом (рис. 3,а) в качестве контртела применяли бруски из абразивного

камня. Частота вращения образца составляла 440 об/мин. Удельная нагрузка составляла 100 кН/см^2 . Количество оборотов ролика для одного цикла испытания составляла 5000 оборотов. Износ определяли по потере массы образцом с точностью до 0,1 мг. (износ без штриховки на рис.2)

При испытании образцов в абразивной массе (рис.3) контртелом служило кольцо с прорезью для доступа абразива. Материал контртела – сталь 45, подвергнутая закалке до твердости HRC 55. В зону трения подавался с избытком кварцевый песок с зернистостью 0,25 мм, соответствующий эталонной абразивной массе. Частота вращения образца составляла 440 об/мин. Удельная нагрузка составляла 70 кН/м^2 . Исходя из условий недостижения критических температур роликом и возможности заклинивания, полный цикл испытаний составлял 2500 (поле заштрихованное на рис.2).

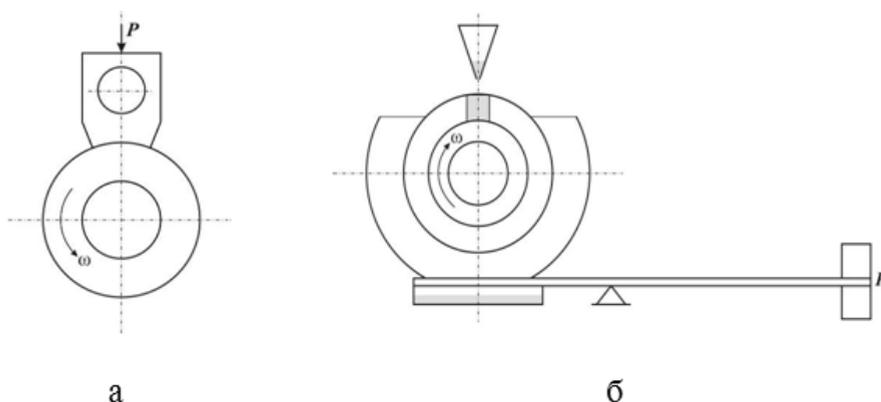


Рис. 3. Схемы испытания образцов на абразивную износостойкость.
а – с закрепленным абразивом; б – в абразивной среде

Наибольшую износостойкость имели образцы, обработанные по режиму «3»- закалка в воде от 860°C , отпуск при 200°C .

Из чугунных прутков изготовили пальцы гусеничных звеньев диаметром 22мм и длиной 428мм. Пальцы подвергались поверхностной закалке с нагрева ТВЧ в условиях Харьковского тракторного завода по режиму, применяемому для серийных пальцев: частота тока 8кГц, мощность генератора – 55кВт, учитывая специфику, была внесена поправка в выбранный режим, и температура нагрева составила 900°C . Охлаждение осуществлялось в двухрядном душирующем спрейере водой. Интенсивность охлаждения исключала самоотпуск. После закалки пальцы подвергали отпуску при 200 в течении 60 мин. Распределение твердости по сечению прутка соответствует требованиям стандартов к пальцам гусеничных звеньев (табл. 2).

Образцы пальцев испытывали на статический изгиб на универсальной машине MAN. Расстояние между опорами 350 мм (табл. 2).

Предел прочности чугуна в закаленном состоянии при изгибе, рассчитанный по данным испытаний составляет 1600÷1750 МН/м². Результаты стендовых испытаний гусеничных пальцев, которые проводились на двухместном стенде Харьковского тракторного завода для износостойких испытаний шарниров гусеницы, показали, что износостойкость чугунных пальцев в 8÷9 раз выше по сравнению с ранее использованными из стали 50.

Таблица 2.

Распределение твердости по сечению закаленных пальцев

Расстояние от поверхности, мм	0	1	2	3	3,5	4	5	6	11
Твердость HRC	60÷64	60	60	68	52	43	35	32	25
Результаты испытаний чугунных пальцев на статический изгиб									
№ образца	Разрушающая нагрузка, кН			Стрела прогиба, мм					
1	21,5			12,5					
2	19,5			8,3					
3	20			8,5					
4	20			10,7					

Выводы

Использование горячей пластической деформации по схеме ковка/прокатка/отжиг позволяет сформировать структуру сердцевины гусеничного пальца, обеспечивающую достаточный уровень его прочности. Применение окончательной термической обработки в виде закалки с ТВЧ нагрева и отпуска позволяет повысить абразивную износостойкость чугуна, что в целом способствует значительному повышению эксплуатационной стойкости пальцев траков тракторов.

Литература

1. Миронова Т.М., Рябчий М.М.: Управление формированием структуры в белых ледебуритных чугунах на различных этапах деформационного передела. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2008, № 4, с. 79÷81.
2. Миронова Т.М., Кавалек А., Стефаник А.: Влияние структурных особенностей на поведение железоуглеродистых сплавов ледебуритного класса в процессе горячей деформации. *New Technologies And Achievements In Metallurgy And Materials Engineering*, Czestochowa, 2013, nr 31, s. 605÷611.
3. Миронова Т.М.: Формирование структуры матрицы в процессе нагрева под прокатку и предварительной обработки деформируемых белых чугунов. *Новини науки Придніпров'я*, 2012, № 2, с. 57÷61.
4. Миронова Т.М., Страдомский З., Донская Т.Р.: Влияние горячей деформации и термической обработки на свойства белых чугунов. *New Technologies And Achievements In Metallurgy And Materials Engineering*, Czestochowa 2014, nr 37., s. 111÷115.

ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫЕ РЕЖИМЫ ПИТАНИЯ УСАДКИ МАССИВНЫХ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

TIME-TEMPERATURE-POWER MODES SHRINKAGE MASSIVE STEEL CASTINGS

*Пройдак Ю.С. *, Меняйло Е.В. **, Пройдак А.Ю. ***, Хрычиков В.Е. ***

*Национальная металлургическая академия Украины, проректор по научной работе, **Национальная металлургическая академия Украины, электрометаллургический факультет, кафедра литейного производства, ***Национальная металлургическая академия Украины, электрометаллургический факультет, кафедра электрометаллургии

Abstract

Developed time-temperature-heating and power-shrinkage steel bars that ensure the elimination of shrinkage porosity in the axial zone, and the reduction of profit in 2,0÷2,5 times.

1. Состояние вопроса

Производство стальных слитков и изложниц постепенно уменьшается [1] из-за расширения объемов производства заготовок с помощью машин непрерывного литья (МНЛЗ). Несмотря на развитие этой технологии, производство слитков в изложницах для кузнечного передела остается востребованным [2]. Это обусловлено большим разнообразием используемых марок стали в машиностроении и относительно небольшим объемом их потребления, что затрудняет перенастройку процесса МНЛЗ для единичного и мелкосерийного производства.

Технология непрерывного литья имеет более высокие технико-экономические показатели, однако следует помнить, что при производстве спокойных марок стали в небольшие изложницы качество металла слитка выше, как правило, по сравнению с заготовкой МНЛЗ тех же размеров. Это обусловлено тем, что в слитке все неметаллические включения и газы всплывают в прибыль, которая после затвердевания металла отрезается. При литье в МНЛЗ на рабочей поверхности кристаллизатора быстро образуется слой затвердевшего металла, который вытягивается из кристаллизатора роликами. С этого момента скорость охлаждения заготовки резко уменьшается. Вследствие этого двухфазная жидко-твердая зона тянется на глубину до 10÷12 м [3], а компенсация усадки затвердевающих слоев металла на большой глубине затруднена из-за низкой скорости фильтрации расплава из кристаллизатора.

Кроме того, при затвердевании металла растворимость газов уменьшается, они выделяются, образуя отдельные включения. Их всплытие вверх в прибыль быстрее осуществляется в слитке, чем в установке МНЛЗ с глубины 10÷12 м. Поэтому при разливке стали в МНЛЗ к ее качеству предъявляют повышенные требования, в частности, применяют продувку аргоном высокой чистоты, вакуумирование, технологию печь-ковш, защищают струю металла при разливке нейтральными газами. Эти дополнительные затраты значительно увеличивают себестоимость продукции, так что все современные производства, как правило, сохранили в своем составе небольшие участки разливки слитков в изложницы, а иногда и участки по производству изложниц для собственных нужд. Поэтому актуальной задачей является повышение экономической эффективности производства стальных слитков за счет обеспечения условий для направленного затвердевания и уменьшения непроизводительных потерь металла на прибыли.

2. Изложение основного материала исследований

В процессе заливки стальных слитков, рабочую поверхность изложницы защищают шлакообразующие смеси. Часть шлакообразующей смеси после всплытия вверх утепляет зеркало металла прибыли и уменьшает непроизводительные потери металла на прибыль. Экзотермические смеси и (или) теплоизолирующие смеси засыпают на зеркало металла прибыли после окончания заливки с целью замедления продолжительности затвердевания расплава в прибыли. Однако при увеличении массы слитка увеличивается продолжительность его затвердевания до нескольких часов. Ни одна экзотермическая смесь не может эффективно выделять тепло в течение нескольких часов /4,5/. Время эффективной работы экзотермической смеси, в том числе тлеющей, составляет 10÷15 мин, так что направление их использования при производстве отливок массой до 1000 кг наиболее целесообразно. Как показали наши исследования, усадочная пористость распространяется на половину высоты слитка.

Часть мелких дефектов заваривается в процессековки, но при окислении внутренней поверхности усадочной пористости эти дефекты сминаются и послековки выявляются ультразвуковым контролем (УЗК) в виде полос и строчек. Проведение УЗК слитка доковки, позволяет четко обнаружить наличие усадочной пористости почти до половины высоты слитка.

Для оценки глубины залегания усадочной пористости в осевой зоне под прибылью нами проведено моделирование процесса затвердевания стального слитка массой 3000 кг с использованием модели /6/. В расчете приняты следующие исходные данные: $T_3 = 1575^{\circ}\text{C}$, $T_L = 1505^{\circ}\text{C}$, $T_S = 1450^{\circ}\text{C}$, $\lambda_{ж} = 23 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$, $\lambda_{ж-т} = 25 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$, $\lambda_{м} = 55 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$,

$\lambda_{ж-г} = 36$ Вт/(м·К), $C_{ж} = 920$ Дж/(кг·К); $C_{м} = 753$ Дж/(кг·К),
 $C_{к} = 500$ Дж/(кг·К), $C_{ф} = 1046$ Дж/(кг·К), $\rho_{ж} = 7000$ кг/м³,
 $\rho_{ж-г} = 7100$ кг/м³, $\rho_{м} = 7500$ кг/м³, $\rho_{к} = 7300$ кг/м³, $\rho_{ф} = 1800$ кг/м³,
 $\lambda_{кф} = 0,2$ Вт/(м·К), $X_{кр} = 7 \cdot 10^{-4}$, $\lambda_{г} = 5 \cdot 10^{-2}$ Вт/(м·К), $\lambda_{ф} = 0,93$ Вт/(м·К).
 $T_{ф} = 90^{\circ}\text{C}$.

Теплоу фазового перехода стали из жидкого в твердое состояние приняли $\chi = 259$ кДж/кг, при условии, что $0,2\chi$ выделяется в интервале температур $T_L - (T_L - 10^{\circ})$, $0,2\chi$ в интервале температур от $(T_L - 10^{\circ})$ до $(T_L - 30^{\circ})$, $0,6\chi$ от $(T_S + 15)$ до T_S . В эвтектичном интервале температур при $760^{\circ} \div 780^{\circ}\text{C}$ выделение теплоты составляет $\chi_s = 140$ кДж/кг. Материал кокиля и опок - серый чугун, внутренняя поверхность прибыльной надставки выполнена из шамота. В сеточной области количество ячеек по радиусу – 20, по высоте – 41, расчетный шаг по времени – 5 с.

Анализ результатов показал образование обширного теплового узла в зоне, ограниченной изосолидус 74^I (рис. 1а). Отсутствие направленного затвердевания и питания усадки из прибыли указывает на формирование усадочной пористости даже в нижней части этой зоны. Так как масса слитка относительно не велика, то и количество усадочных дефектов небольшое и в процессековки они частично заварятся, так что при не слишком высоких требованиях к качеству металла окисленная пленка внутри усадочной микропоры выявится в виде небольшой изогнутой полоски.

Для обеспечения направленного снизу вверх затвердевания слитка моделировали различные режимы подвода тепла к зеркалу металла прибыли. На рис. 1б приведен окончательный вариант наиболее рационального режима обогрева: с первой до 30 минуты – 65 кВт, с 31 до 75 минуты – 50 кВт. Направленное затвердевание слитка подтверждают изосолидус 40^I , 68^I , а последние порции расплава затвердевают в верхней части прибыли на 94 минуте.

Реализация этого процесса обеспечивает технология комбинированного электродугового-электрошлакового обогрева прибыли нерасходуемыми электродами. Установлены наиболее рациональные вольтамперные режимы обогрева. Показано, что увеличение продолжительности обогрева выше рекомендованной может привести к увеличению ликвации химических элементов и повышению термических напряжений.

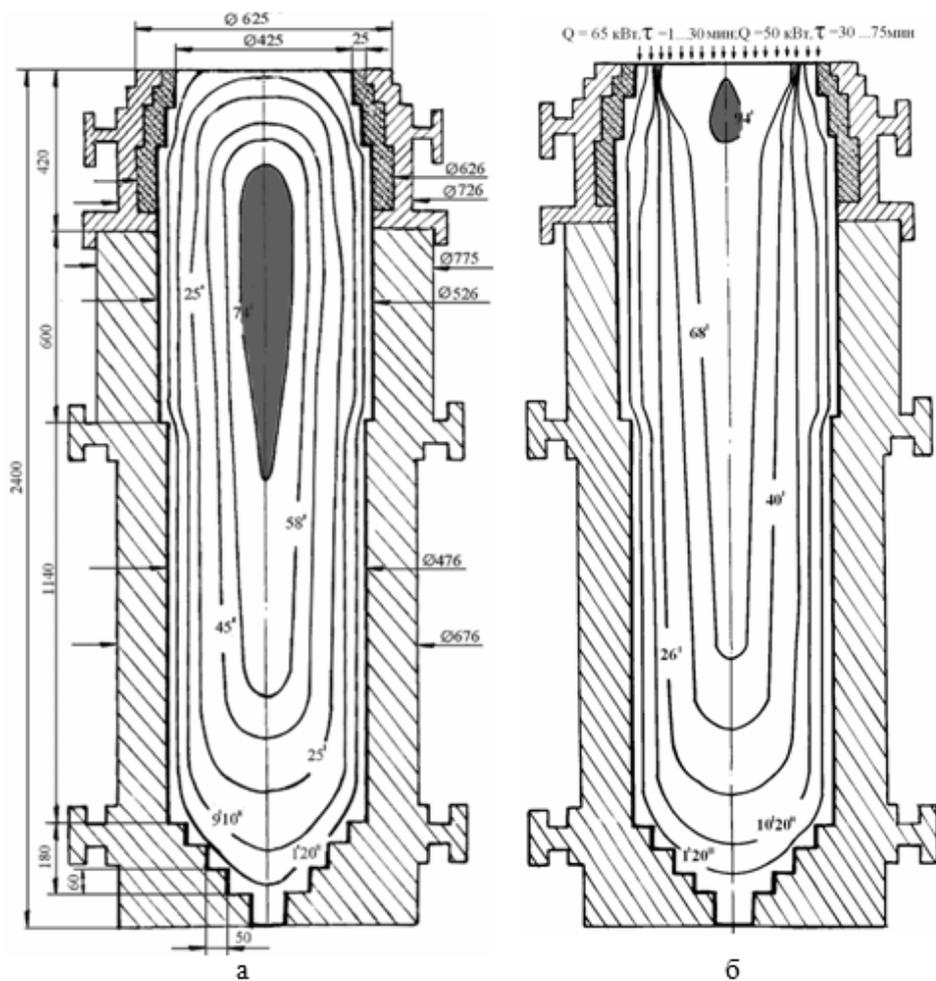


Рис. 1. Моделирование процесса затвердевания стального слитка массой 3000 кг по принятой технологии (а) и с обогревом зеркала металла прибыли (б): ^I и ^{II} – время в минутах и секундах положения фронта затвердевания изосоллидус (100% твердой фазы); Q=65 кВт, $\tau=1 \div 30$ мин и Q=50 кВт, $\tau=31 \div 75$ мин – расчетный режим подвода тепла к зеркалу металла прибыли

Вывод

Разработаны температурно-временные режимы обогрева и питания усадки стальных слитков, которые обеспечивают устранение усадочной пористости в осевой зоне и уменьшение размеров прибыли в 2,0÷2,5 раза.

Литература

1. Харлашин П.С., Волошин В.С., Ершов Г.С. и др.: *Металлургия (проблемы, теория, технология, качество)*. Учебник ПГТУ, 2004.
2. Лесовой В.В., Хрычиков В.Е.: *Литейное производство – основа ремонтной базы металлургических предприятий Украины*. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2001, № 1, с. 33÷36.
3. Журавлев В.А., Китаев Е.М.: *Теплофизика формирования непрерывного слитка*. М.: *Металлургия*, 1974.
4. Щеглов В.М., Ефимов В.А., Осипов В.П., Ищук Н.Я., Клибус А.В.: *Исследования процесса горения экзотермических смесей*. В сб. «Проблемы стального слитка», М.: *Металлургия*, 1974, № 5, с. 444÷447.
5. Ефимов В.А., Ищук Н.Я., Чебуко В.В., Клибус А.В., Гарбуз В.А. и др.: *Выбор рациональных составов шлаков и экзотермических шлакообразующих смесей для разливки конструкционных мартеновских сталей*. В сб. «Проблемы стального слитка», М.: *Металлургия*, 1976, № 5, с. 247÷252.
6. Лейбензон В.О., Пілюшенко В.Л., Кондратенко В.М. и др.: *Твердження металів і металевих композицій*. Підручник для ВУЗів. Київ, Наукова думка, 2009.

ЖИДКОСТЕКЛЬНОЕ ПОКРЫТИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ ВЫПЛАВЛЯЕМОЙ МОДЕЛИ ОТЛИВКИ

LIQUID GLASS COATING ON THE SURFACE INVESTMENT CASTING

*Repyakh S., Kostikova E., Matyukha M., Usenko R.,
Matveeva M., Klimovich B.*

National Metallurgical Academy of Ukraine, Department of foundry, Dnipro, Ukraine

Abstract

The problems of wetting and opacity fluid-suspensions, and also defined limit concentration of aluminum sulfate in water used for the chemical fixing of the first layer of liquid glass fire-resistant coating on the surface of the melted casting model.

Состояние вопроса. На сегодня натриевое жидкое стекло с величиной силикатного модуля $2,9 \div 3,1$ по-прежнему остаётся одним из наименее дорогих и недефицитных вспомогательных связующих материалов, ограниченно применяемых для изготовления керамических оболочковых форм в производстве прецизионного литья. Причинами такого ограниченного использования жидкого стекла являются:

- плохая смачиваемость жидкостекляной суспензией поверхности выплавляемых моделей;
- зависимость влажности огнеупорного покрытия от параметров сушки (относительной влажности, температуры и скорости движения воздуха в камере сушки форм) и конфигурации выплавляемой модели отливки;
- обратимость процесса твердения жидкого стекла;
- относительно невысокая огнеупорность жидкого стекла;
- высокая прочность формы в спечённом состоянии и др.

В совокупности, всё это не редко приводит к невозможности изготовления качественных керамических оболочковых форм на основе жидкого стекла (ЖКО), получения отливок со стабильно низкой шероховатостью поверхности и высокой точностью размеров, способствует повышению трудоёмкости процессов выбивки и очистки отливок и т. п.

Задача исследований – определение влияния технологических параметров на смачиваемость и кроющую способность жидкостекляной суспензии по поверхности выплавляемой модели отливки, химическое закрепление первого слоя многослойной керамической оболочковой формы.

Основные результаты исследований. В исследованиях использовали следующие материалы: стекло натриевое жидкое с величиной силикатного модуля $M_{SiO_2} = 2,9$ и удельной плотностью $1135 \div 1145 \text{ кг/м}^3$; песок кварцевый с преимущественным размером частиц $0,2$; кварц молотый пылевидный с преимущественным размером частиц $0,05 \text{ мм}$; модельный состав на основе парафина; сернокислый алюминий $(Al_2(SO_4)_3 \cdot 16H_2O)$ технической чистоты.

Смачиваемость и кроющую способность жидкостекольной суспензией поверхности ВМ оценивали визуально:

- по времени стекания жидкостекольной суспензии с поверхности ВМ, изготовленной в форме цилиндра ($\varnothing 3 \times 50 \text{ мм}$), при соотношении массы пылевидного кварца к массе жидкого стекла в суспензии $f = 1,88$;
- по относительной величине соотношения площади поверхности плоской ВМ ($3 \times 100 \times 120 \text{ мм}$), извлечённой из суспензии и, по прошествии $10 \div 12$ секунд, обсыпанной мелким кварцевым песком, к общей поверхности ВМ.

Результаты оценки смачиваемости и кроющей способности жидкостекольной суспензией поверхности ВМ представлены в виде зависимостей на рисунке 1.

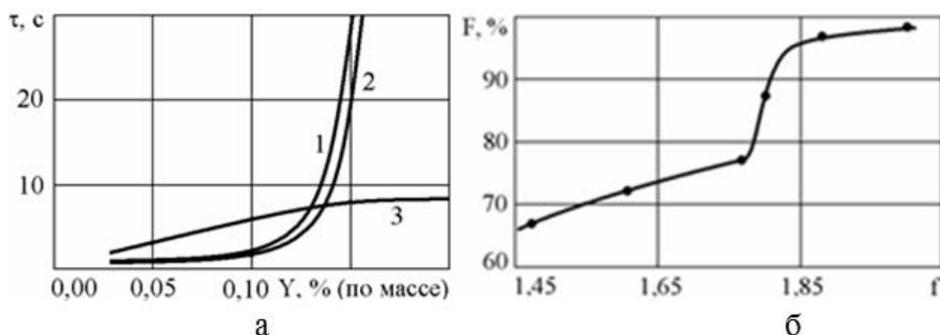


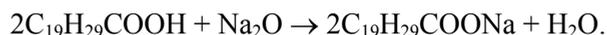
Рис. 1. Зависимость времени стекания жидкостекольной суспензии ($f = 1,88$) с поверхности ВМ от содержания в ней ПАВ (а) и относительной доли (F) поверхности ВМ, покрытой слоем огнеупорного покрытия от величины f (б): 1 – натриевые соли жирных кислот; 2 – абиетиновая кислота; 3 – ненасыщенные кислоты

Из анализа зависимостей на рис. 1, а следует, что из числа исследованных материалов смачиваемость поверхности ВМ жидкостекольной огнеупорной суспензией обеспечивают только вводимые в неё натриевые соли жирных кислот и абиетиновая кислота. При этом, минимально-допустимое содержание данных веществ в огнеупорной суспензии составляет $k_{ПАВ} = 0,15 \div 0,17\%$ от её массы.

Увеличение количества вводимых в суспензию натриевых солей жирных кислот или абиетиновой кислоты повышает склонность суспензии

к образованию пены. При этом, чрезмерное повышение количества абиетиновой кислоты в суспензии приводит ещё и к сокращению её живучести с более чем 6 месяцев до нескольких дней.

Данная закономерность обусловлена тем, что в жидком стекле абиетиновая кислота не является поверхностно-активным веществом (ПАВ). В жидком стекле ПАВ образуется в результате химического взаимодействия абиетиновой кислоты с окисью натрия из жидкого стекла, образуя абиетат натрия (ПАВ) и воду по формуле:



Возникновение абиетата натрия ($C_{19}H_{29}COONa$) в жидком стекле сопровождается повышением его силикатного модуля. С повышением силикатного модуля жидкое стекло переходит в физически неустойчивое состояние. Это обусловлено тем, что его частицы (SiO_2) начинают образовывать между собой пространственные структуры (агрегаты). Результатом агрегатирования частиц SiO_2 является коагуляция раствора жидкого стекла. То есть, это обстоятельство (коагуляция жидкого стекла) и является причиной снижения живучести жидкостекольной суспензии при увеличении количества вводимой в неё абиетиновой кислоты.

В отличие от абиетиновой кислоты натриевые соли жирных кислот химически нейтральны к Na_2O . Соответственно, повышение концентрации солей жирных кислот в жидком стекле не приводит к его коагуляции.

Из анализа зависимостей на рисунке 1, б следует, что кроющая способность жидкостекольной суспензии при массовом содержании в ней ПАВ $k_{ПАВ} = 0,15 \div 0,17\%$ монотонно повышается с увеличением соотношении массы пылевидного кварца к массе жидкого стекла в суспензии от $f = 1,47$ до $f = 1,80$, но при дальнейшем увеличении резко возрастает и в дальнейшем также монотонно повышается.

Наличие “ступеньки” у данной зависимости обусловлено тем, что исследуемые суспензии являются концентрированными системами твердых частиц, то есть дилатантными жидкостями. Резкое увеличение внутреннего сопротивления этих систем обусловлено нехваткой жидкой фазы, играющей роль смазки, при перемещении в них твердых частиц. Повидимому, у рассматриваемых суспензий данный переход и реализуется в пределах от $f = 1,80$ до $f = 1,90$. Соответственно, жидкостекольные суспензии, используемые для выполнения первого слоя ЖКО должны иметь наполненность пылевидным кварцем $f = 1,80 \div 1,90$.

Особенностью жидкого стекла является обратимость его твердения. Из этого следует, что для сохранения целостности первого слоя ЖКО его следует химически закрепить перед нанесением на него второго слоя – слоя с щелочными свойствами. Как правило, в качестве такого закрепителя используют водный раствор любой кислой соли (сернокислого алюминия или магния, хлористого кальция и др.) или кислоты (фосфорной, щавелевой

и т.п.). В настоящей работе использовали водные растворы сернокислого алюминия, как наименее дешёвого и недефицитного материала.

Эффективность химического закрепления первого слоя ЖКО оценивали путём визуальной оценки его состояния и качества. Для этого на поверхность ВМ пластинчатого типа наносили слой жидкостекольной суспензии ($f = 1,88$), обсыпали его кварцевым песком, сушили в потоке тёплого воздуха и обрабатывали водным раствором сернокислого алюминия. По прошествии 1÷5 минут проводили визуальную оценку состояния и качества химически закреплённого слоя. Результат считали неудовлетворительным, если нанесённый слой огнеупорного покрытия частично или полностью отделялся от ВМ либо в нём появлялись трещины.

По результатам проведенных исследований установлено, что первый слой ЖКО сохраняет свою целостность при использовании водного раствора сернокислого алюминия ($Al_2(SO_4)_3 \cdot 16H_2O$) с концентрацией не менее 10% по массе. В связи с изложенным, для закрепления первого жидкостекольного слоя ЖКО рекомендуется использовать водный раствор сернокислого алюминия с концентрацией, соответствующей его предельной растворимости в воде.

Выводы.

1. Из числа исследованных материалов, для обеспечения смачиваемости поверхности выплавляемых моделей следует использовать натриевые соли жирных кислот или абиетиновую кислоту в количестве не менее 0,15÷0,17% от массы жидкостекольной огнеупорной суспензии.

2. Увеличение содержания в суспензии натриевых солей жирных кислот или абиетиновой кислоты повышает склонность суспензии к образованию пены, а абиетиновой кислоты и ещё к сокращению живучести суспензии с более чем 6 месяцев до нескольких дней.

3. Жидкостекольные суспензии, используемые для выполнения первого слоя ЖКО следует наполнять пылевидным кварцем из расчёта достижения $f = 1,80 \div 1,90$.

4. При использовании водного раствора сернокислого алюминия для химического закрепления первого слоя ЖКО концентрация $Al_2(SO_4)_3 \cdot 16H_2O$ в растворе должна быть не менее 10% (по массе).

Литература

1. Репях С.И.: Технологические основы литья по выплавляемым моделям. Днепропетровск: Лира, 2006.

ФАЗОВЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ОТЛИВКЕ

PHASE STRESSES IN CASTINGS

Repyakh S., Matveeva M., Mazorchuk V., Klimovich B.

National Metallurgical Academy of Ukraine, Department of foundry, Dnipro, Ukraine

Abstract

It is discussed the results of the theoretical investigations about phase component physical properties effects on phase tensions inside cast articles. It was established: increasing of second phase part inside the alloy structure, and differents between linear expansion coefficients of the phases can give to the alloy strengthening or weakening.

1. Состояние вопроса

Остаточные фазовые напряжения в сплаве в той или иной степени сказываются на его склонности к образованию холодных трещин, на степени искривления (коробления) отливки, на уровне его механических свойств и, в конечном счете, на работоспособности, надежности и долговечности той или иной литой детали [1, 2]. Поэтому исследования, направленные на изучение этой проблемы актуальны.

2. Задача работы

На основе теоретических исследований проанализировать влияние качества и свойств двухкомпонентного сплава на величину остаточных (фазовых) напряжений в нем.

3. Результаты исследований

Фазовые напряжения, возникающие в отливках, как при их формировании, так и при их термической обработке, провоцируют появление холодных трещин в них и литых изделиях из многих металлов и их сплавов. То есть, термообработка некоторых сплавов может приводить не только к снижению в них остаточных фазовых напряжений, но и к их повышению.

Предположим, что появление в структуре сплава новой фазы или изменение объемной доли уже существующей в его структуре фазы происходит при температуре t_f , превышающей температуру перехода основы сплава из пластичного состояния в упругий (t_{III}). В этом случае величину остаточных фазовых напряжений в сплаве, что охлажден до температуры окружающей среды (t_{nc}), в первом приближении, исходя из закона Гука, можно рассчитать по формуле, МПа:

$$\sigma_{\varphi} = \varphi^{1/3} \cdot (t_{\text{III}} - t_{\text{OC}}) \cdot E_1 \cdot k_1 \cdot \left(1 - \frac{k_{\varphi}}{k_1}\right), \quad (1)$$

где:

φ – относительная объемная доля второй фазы (фаз) в структуре сплава; k_1 , k_{φ} – средние значения коэффициента термического линейного расширения основы сплава и второй фазы в интервале температур от t_{III} к t_{HC} соответственно, град⁻¹;

E_1 – среднее значение модуля упругости основания сплава в интервале температур от t_{III} к t_{HC} , МПа.

Если $t_f \leq t_{\text{III}}$, то формула (1) будет иметь вид, МПа:

$$\sigma_{\varphi} = \varphi^{1/3} \cdot (t_f - t_{\text{OC}}) \cdot E_1 \cdot k_1 \cdot \left(1 - \frac{k_{\varphi}}{k_1}\right). \quad (2)$$

Зависимость $\sigma_{\varphi} = f(\varphi, k_{\varphi}/k_1)$, которая рассчитана по формуле (1) при $t_{\text{III}} = 320^{\circ}\text{C}$, $t_{\text{HC}} = 20^{\circ}\text{C}$, $E_1 = 100000$ МПа, $k_1 = 24 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, приведена на рисунке 1.

Анализ формул (1), (2) и зависимости на рис. 1 показывает, что остаточные фазовые напряжения в сплаве тем выше, чем больше в нем относительная часть другой фазы, выше температуры t_f -та t_{III} , значительнее величины k_1 и E_1 и чем больше соотношение k_{φ}/k_1 отличается от единицы. При этом остаточные фазовые напряжения могут быть как сдавливающими (при $k_{\varphi}/k_1 > 1$), так и растягивающими (при $k_{\varphi}/k_1 < 1$).

При $k_{\varphi} / k_1 = 1$, $t_{\text{III}} = t_{\text{HC}}$ или $t_f = t_{\text{HC}}$ фазовые напряжения, возникновение которых связано с изменением фазового состава в сплаве, отсутствуют. С практической стороны это означает, что при литье или по результатам термической обработки при некоторых условиях формирования отливки из-за конфигурационных особенностей остаточные фазовые напряжения в отливке могут отсутствовать.

По результатам экспериментальных исследований механических свойств, возможно утверждать, что в первом приближении предел прочности при растяжении (при комнатной температуре) в случае изменения фазового состава сплава (например, в результате изменения условий твердения, влияния примесей или модифицирования, термообработки отливки, температурного воздействия на литую деталь в процессе ее эксплуатации и т.д.) можно рассчитать по формуле:

$$\sigma_{\text{B}(\varphi)} = \sigma_{\text{B}} + \sigma_{\varphi}. \quad (3)$$

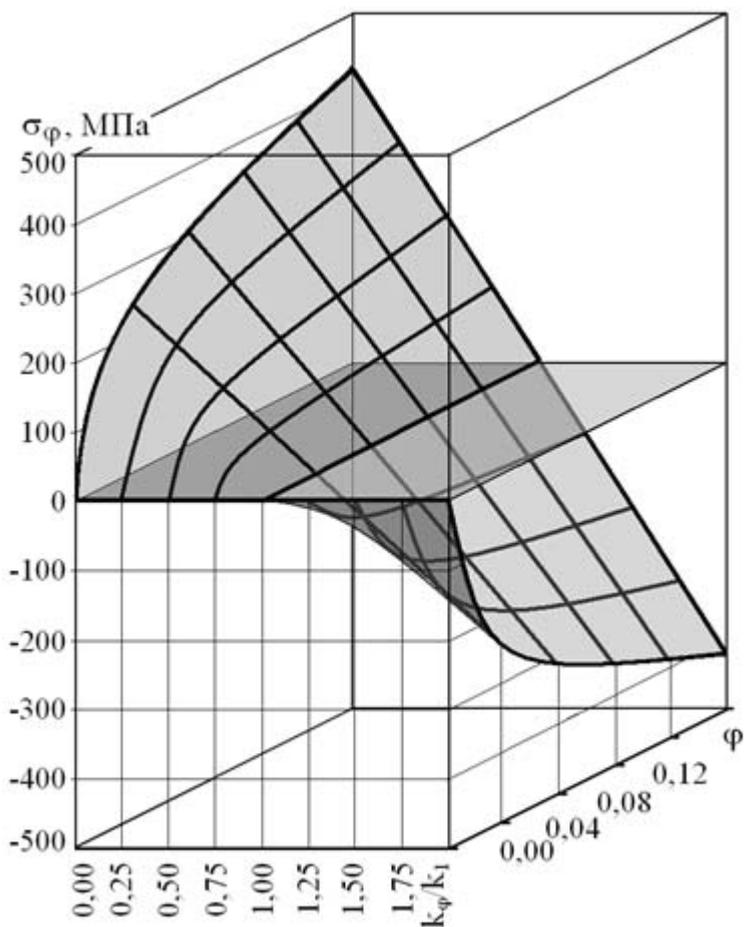


Рис. 1. Зависимость $\sigma_\varphi = f(\varphi, k_\varphi/k_1)$

Из анализа формулы (3) следует, что при формировании в сплаве напряжений сжатия предел его прочности при растяжении снижается, поскольку величина σ_φ приобретает отрицательное значение. Соответственно, увеличение в сплаве фазовых напряжений растяжения повышает предел его прочности, поскольку в этих случаях величина σ_φ приобретает положительного значения (рис. 2).

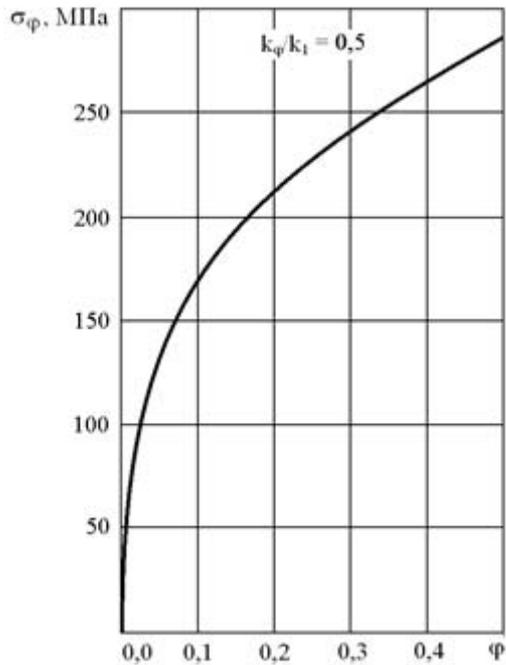


Рис. 2. Зависимость $\sigma_\varphi = f(\varphi, k_\varphi/k_1 = 0,5)$

Выводы

По результатам теоретических исследований разработана формула которая в первом приближении позволяет оценить влияние количества и свойств двухкомпонентного сплава на величину остаточных (фазовых) напряжений в нем. Установлено, что в зависимости от свойств и количества второй фазы в сплаве в отливке могут возникать фазовые напряжения разного знака, которые в совокупности с другими видами окончательных напряжений могут приводить к тому, что отливки могут вообще не иметь каких-либо напряжений.

Литература

1. Константинов Л.С., Трухов А.П.: Напряжения, деформации и трещины в отливках. Машиностроение, 1981.
2. Баландин Г.Ф.: Основы теории формирования отливки. Формирование макроскопического строения отливки. Машиностроение, 1979.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ВИБРАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА МАКРОСТРУКТУРУ ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА

EFFECT OF VIBRATION DURING HYPOEUTECTIC Al-Si ALLOY SOLIDIFICATION ON THE CASTING MACROSTRUCTURE

Селиверстов В.Ю.., Доценко Ю.В.*., Доценко Н.В.*,
Селиверстова Т.В.***

*Национальная металлургическая академия Украины, электрометаллургический факультет, кафедра литейного производства, Днепр, Украина, **Национальная металлургическая академия Украины, факультет компьютерных систем, энергетики и автоматизации, кафедра информационных технологий и систем, Днепр, Украина

Abstract

The use of active methods of external physical effects and structure management enhances the mechanical properties of cast metal, in particular in the chill casting. Such methods may include a low-frequency vibration effects on the solidifying melt and the traditional modification. One of the current problems is the improvement of existing and development of new, including the combined technological processes of production of high-quality castings.

1. Анализ предыдущих публикаций

Низкочастотная вибрация, используемая на практике, характеризуется частотой до 200 Гц и амплитудами, которые не превышают 2÷3 мм [1, 2]. Наличие волн сжатия и растяжения в кристаллизующемся металле может приводить к развитию газовой кавитации, чем объясняется интенсивная дегазация металла и улучшение макроструктуры отливок [2, 3].

Анализ данных литературных источников относительно использования газодинамического воздействия и модифицирования при литье в кокиль алюминиевых сплавов показал целесообразность рассмотрения вопроса разработки диверсифицированных технологических процессов с применением различных видов комбинированных воздействий на расплав в процессе формирования отливки [4÷12]. Для определения эффективности комбинированной обработки сплава низкочастотной вибрацией и модифицированием необходимо исследование большого количества параметров литого металла, к числу которых можно отнести, в том числе, макроструктуру. Поэтому актуальной задачей является проведение экспериментальных исследований металла отливок, полученных непосредственно в промышленных условиях с применением традиционной и комбинированной технологии.

2. Цель работы

Исследование макроструктуры и плотности металла отливок из сплава АК7, полученных с использованием модифицирования и виброобработки с частотой 100÷200 Гц в процессе затвердевания, а также по традиционной технологии литья в кокиль.

3. Основной материал

В условиях литейного цеха ПАО «Днепропетровский агрегатный завод» проводили плавку сплава марки АК7 (табл.1) в печи САТ – 04. Заливку осуществляли ковш – ложкой в стальной витряхной кокиль средним диаметром 60 мм с толщиной стенки 5 мм и высотой рабочей полости 150 мм. Внутреннюю поверхность кокиля, подогретую до температуры 380÷400°С, покрывали литейной краской на основе дистен – силлиманита. Температура выпуска – $720 \pm 5^\circ\text{C}$. Подогретый кокиль устанавливали и закрепляли на вибрационной установке (рис.1).

Заливку металла в кокиль осуществляли при включенной вибрационной установке при частоте колебаний 100 Гц, 150 Гц, 200 Гц и амплитуде 0,7 мм. При данных частотах заливали не модифицированный расплав и расплав с добавлением 0,1 мас. % экспериментального препарата «Turphoon-Z». Отдельно осуществляли заливку не модифицированного расплава и расплава с модификатором в кокиль без применения вибрационной обработки.

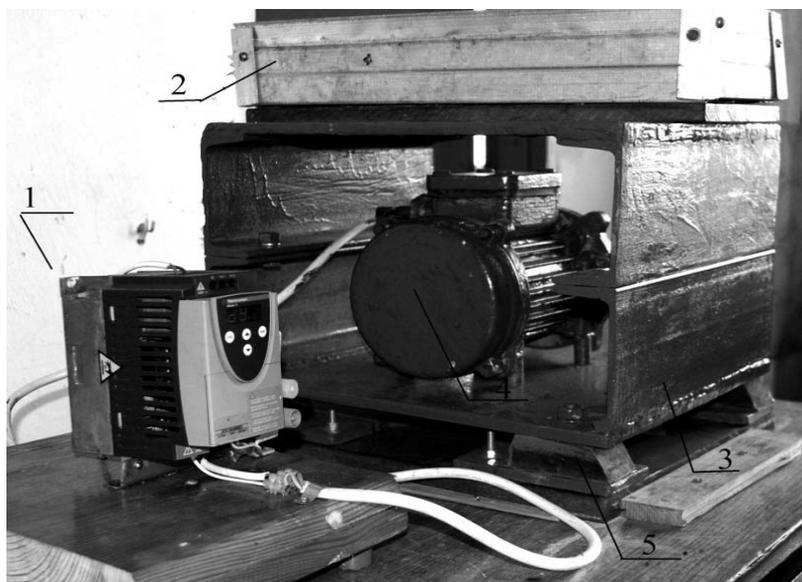


Рис. 1. Общий вид вибрационной установки: 1 – преобразователь частоты; 2 – место для кокиля; 3 – корпус; 4 – двигатель; 5 – вибрационные опоры

Таблица 1.

Марка сплава	Химический состав сплава						
	Содержание элементов, %						
	Mg	Cu	Si	Al	Fe	Zn	Ni
AK7	0,39	0,05	8,35	Осн.	0,48	0,03	0,01

Исследование плотности алюминиевого сплава определяли методом гидростатического взвешивания с точностью $0,001 \text{ г/см}^3$. Образец, который не содержит трещин и полостей, взвешивали на аналитических весах на воздухе и в четыреххлористом углероде. Плотность образца рассчитывали по формуле:

$$d_{обр} = \frac{P_v}{P_v - P_{ж}} \cdot (d_{ж} - 0,0012) + 0,0012, \quad (1)$$

где: $d_{обр}$ – плотность образца, г/см^3 ;
 P_v – масса образца на воздухе, г;
 $P_{ж}$ – масса образца в CCl_4 , г;
 $d_{ж}$ – плотность CCl_4 , г/см^3

Результаты исследований по определению плотности металла опытных отливок представлены в таблице 2.

Результаты определения плотности образцов металла опытных отливок показали значительный разброс значений от $2,729 \text{ г/см}^3$ до $2,852 \text{ г/см}^3$. Кроме того, наибольшие диапазоны колебаний значений плотности наблюдаются в образцах металла, подвергнувшегося виброобработке. Например, при частоте 150 Гц без применения модифицирования плотность сплава колеблется в пределах $2,750 \div 2,852 \text{ г/см}^3$ (разница $3,5\%$), без обработки – $2,739 \div 2,773 \text{ г/см}^3$ ($1,2\%$), с применением только модифицирования – $2,736 \div 2,737 \text{ г/см}^3$ ($0,04\%$).

Проведенные исследования показали повышение плотности металла отливок, подвергнувшихся виброобработке вместе с модифицированием, на $1,2\%$ относительно металла отливок, полученных по традиционной технологии.

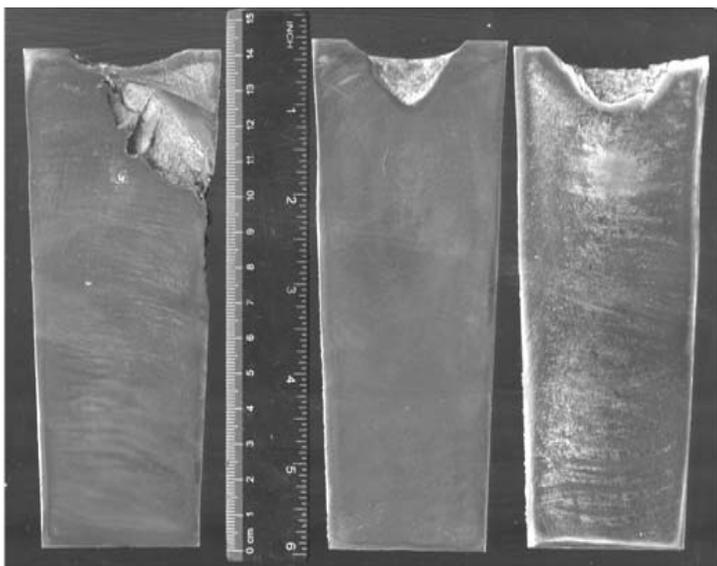
Таблица 2.

Плотность металла отливок

№ образца	Обработка	Частота, Гц	Плотность металла, г/см ³	
1	без обработки	–	2,744	2,752
2			2,739	
3			2,773	
1.1	вибрация	100	2,739	2,733
1.2		100	2,731	
1.3		100	2,729	
2.1		150	2,757	2,786
2.2		150	2,852	
2.3		150	2,750	
3.1	вибрация + модифицирование	200	2,760	2,784
3.2		200	2,785	
3.3		200	2,808	
4.1		100	2,806	2,768
4.2		100	2,749	
4.3		100	2,749	
5.1	модифицирование	150	2,732	2,734
5.2		150	2,734	
5.3		150	2,736	
6.1	модифицирование	–	2,737	2,736
6.2			2,736	
6.3			2,736	

Макроструктура опытных отливок представлена на рис. 2, 3. В результате вибрационной обработки сплава АК7 с частотой 200 Гц в прибыльной части отливки образовались грубые дефекты в виде полостей разного объема и рассредоточенной пористости, распространяющейся глубоко в тело отливки.

Макроструктура отливки, подвергавшейся виброобработке с частотой 150 Гц, имеет концентрированную усадочную раковину правильной формы глубиной 18 мм с многочисленными трещинами длиной 3÷10 мм на боковой поверхности раковины при отсутствии рассредоточенной пористости.

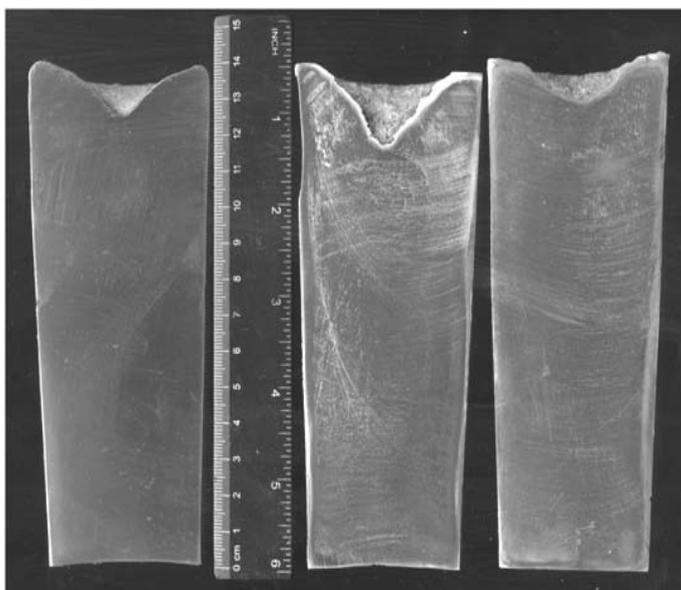


1

2

3

Рис. 2. Макроструктура отливок после виброобработки (без модифицирования расплава): 1 – 200 Гц; 2 – 150 Гц; 3 – 100 Гц



1

2

3

Рис. 3. Макроструктура отливок:
1 – модифицирование расплава; 2 – модифицирование + вибрация 150 Гц;
3 – модифицирование + вибрация 100 Гц

Макроструктура отливки, подвергавшейся виброобработке с частотой 100 Гц, имеет концентрированную усадочную раковину правильной формы глубиной 13 мм с единичными трещинами длиной $2\div 8$ мм на боковой поверхности раковины при отсутствии рассредоточенной пористости.

Макроструктура металла отливки, подвергавшейся только модифицированию также имеет концентрированную усадочную раковину правильной формы глубиной 10 мм с гладкой боковой поверхностью при отсутствии рассредоточенной пористости.

Макроструктура металла отливки, подвергавшейся модифицированию и виброобработке с частотой 150 Гц, имеет концентрированную усадочную раковину правильной формы глубиной 25 мм с единичными трещинами длиной $4\div 6$ мм на боковой поверхности раковины при отсутствии рассредоточенной пористости.

Макроструктура металла отливки, подвергавшейся модифицированию и виброобработке с частотой 100 Гц, имеет концентрированную усадочную раковину правильной формы глубиной 12 мм с единичными мелкими трещинами длиной 1 – 3 мм в центральной части раковины при отсутствии рассредоточенной пористости.

Выводы

1. Установлена возможность и перспективность использования комплексного технологического процесса литья в кокиль отливок из сплава АК7 с применением низкочастотной виброобработки и модифицирования ультрадисперсным препаратом.
2. Результаты определения плотности образцов металла опытных отливок показали значительный разброс значений: от $2,729 \text{ г/см}^3$ до $2,852 \text{ г/см}^3$. Наибольшие диапазоны колебаний значений плотности наблюдаются в образцах металла при виброобработке. Результаты исследований показали наличие ликвационных зон в отливках, полученных по традиционной технологии и с использованием только виброобработки.
3. Установлено, что повышение частоты вибрации до 200 Гц в процессе затвердевания отливки в кокиле приводит к образованию в прибыльной части грубых дефектов в виде полостей разного объема и рассредоточенной пористости, распространяющейся глубоко в тело отливки. Наименьшее количество дефектов и наиболее благоприятная макроструктура опытных отливок наблюдается при использовании комплексной технологии, включающей виброобработку с частотой 100 Гц и модифицирования, а также при применении только модифицирования.

Литература

1. Ефимов В.А.: Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав. Киев: Изд. ИПЛ АН УССР, 1983, с. 3÷65.
2. Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Момот С.В., Амитан В.Н.: Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях. Д.: Издательство «ВИК», 2002.
3. Калинин А.С., Бергман Г.В.: Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика. Мн.: Технопринт, 2001.
4. Добаткин В.И., Эскин Г.И., Боровикова С.И., Гольдер Ю.Г.: Закономерности формирования структуры слитков алюминиевых сплавов при непрерывном литье с ультразвуковой обработкой кристаллизующегося расплава. М.: Наука, 1976, с. 151÷161.
5. Немененок Б.М.: Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. Мн. Технопринт, 1999.
6. Скворцов А.А., Акименко А.Д., Ульянов В.А.: Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок. М.: Металлургия, 1995.
7. Ефимов, В.А., Эльдарханов А.С.: Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. М.: Металлургия, 1995.
8. Эльдарханов А.С.: Процессы кристаллизации в поле упругих волн. М.: Металлургия, 1996.
9. Скребцов А.М., Дан Л.Д., Секачев А.О. и др.: О некоторых возможностях измельчения зерна металла отливки при внешнем воздействии на затвердевающий расплав. Металл и литье Украины, 1996, № 1-2, с. 30÷34.
10. Ефимов В.А., Анисович Г.А., Бабич В.Н. и др.: Специальные способы литья: Справочник Под общ. ред. В.А. Ефимова, М.: Машиностроение, 1991.
11. Dotsenko Yu., Selivorstov V., Selivorstova T., Dotsenko N.: Influence of heterogtneous crystallization conditions of aluminum alloy on its plastic properties. Науковий вісник Національного гірничого університету, Дніпропетровськ, 2015, № 3 (147), с. 46÷50.
12. Borodianskiy K., Selivorstov V., Dotsenko Y., Zinigrad M.: Effect of Additions of Ceramic Nanoparticles and Gas-Dynamic Treatment on Al Casting Alloys. Metals, Basel, Switzerland, 2015, Vol. 5, Issue 4 (December 2015), p. 2277÷2288.

РАЗРАБОТКА КОНСТРУКЦИИ РОЛИКА ДЛЯ МНЛЗ

DEVELOPMENT OF THE CONSTRUCTION ROLLERS FOR MCCB

Шапран Л.А., Хитько А.Ю., Иванова Л.Х.

Национальная металлургическая академия Украины, электрометаллургический факультет, кафедра литейного производства, Днепр, Украина

Abstract

Developed roller design for centrifugal caster with bimetallic barrel of alloys with a high level of features and support of structural steel forgings pins to reduce their metal content is 13÷17% by reducing the wall thickness of the barrel.

1. Состояние вопроса

Перспективным направлением является разработка составных роликов для зоны вторичного охлаждения МНЛЗ с биметаллическими центробежнолитыми бочками с повышенной жаропрочностью, абразивной и коррозионной стойкостью. Отечественными предприятиями и зарубежными фирмами, разрабатывающими МНЛЗ, созданы различные конструкции роликов для зоны вторичного охлаждения. Во многих случаях авторы разработок новых конструкций роликов прибегали к неоправданному усложнению технологии их изготовления и набора материалов. В Национальной металлургической Академии Украины (НМетАУ) более тридцати лет проводятся работы по систематизации опыта отечественных и зарубежных фирм по совершенствованию конструкции роликов зоны вторичного охлаждения МНЛЗ [1÷3].

2. Цель работы

Анализ и разработка рациональной конструкции ролика зоны вторичного охлаждения МНЛЗ, предусматривающая экономию легирующих материалов, увеличение срока службы ролика и улучшение слитка за счет стабилизации межроликового расстояния.

3. Основной материал

Разработанная научными сотрудниками кафедры литейного производства НМетАУ конструкция ролика состоит из центробежнолитой биметаллической бочки с наружным слоем из жаростойкого и износостойкого сплава. Цапфы могут быть выполнены биметаллическими заодно с биметаллической бочкой путем горячей деформации концов

заготовки для ролика. Улучшение качества слитка достигается тем, что на поверхности биметаллической бочки выполнены наклонные кольцевые канавки под углом к оси ролика с равномерным или изменяющимся шагом от середины биметаллической бочки к ее краям.

Толщина стенки ролика должна обеспечивать минимальный прогиб в процессе работы МНЛЗ. Прогиб ролика возникает при одновременном воздействии одностороннего нагрева со стороны непрерывнолитой заготовки, ее ферростатического давления и усилия обжатия. Наименьший прогиб ролика, а, следовательно, и сохранение межроликового расстояния возможно, если величины противоположно направленных температурных и технологических прогибов достаточно близки друг к другу. С учетом значений наружных диаметров роликов (D_n), эксплуатирующихся в настоящее время на МНЛЗ (250, 270, 300, 320, 380 мм), рассчитали нижний и верхний пределы толщины бочки ролика $H_n = 0,25 D_n$ и $H_s = 0,35 D_n$, или $H = (0,25 \div 0,35) D_n$. При указанных соотношениях прогибы роликов будут минимальными, а межроликовое расстояние, обеспечивающее получение качественной непрерывнолитой заготовки, наиболее стабильным.

Толщину наружного слоя из высоколегированного жаропрочного коррозионно- и износоустойчивого сплава определяли исходя из условий эксплуатации и восстановления роликов, повышения срока службы и экономии легирующих элементов. Нижний предел толщины наружного слоя $h = 0,02 D_n$ соответствует максимальной величине износа роликов, полученной путем обмера их бочек после завершения эксплуатации и приведения полученных значений к наружному диаметру. Уменьшать толщину наружного слоя нецелесообразно, так как после его износа с непрерывнолитой заготовкой взаимодействует внутренний слой ролика из обычного конструкционного сплава с низкими свойствами: жаропрочностью, коррозионно- и износоустойчивостью. Это приводит к быстрому износу бочки и увеличению межроликового расстояния, значительному снижению срока службы роликов и ухудшению качества непрерывнолитой заготовки. Верхний предел толщины наружного слоя $h = 0,04 D_n$ обеспечивает высокую работоспособность ролика в течение длительного времени (повышения срока службы) и ремонтоспособность ролика путем наплавки. В этом случае после проточки бочки ролика с максимально допустимым износом на ее поверхности остается слой легированного сплава толщиной, достаточной для прочного соединения с однородным по химическому составу наплавляемым сплавом. Увеличение толщины наружного слоя приводит к увеличению расхода дорогостоящего высоколегированного сплава наружного слоя и соответственно к увеличению расхода легирующих элементов.

Толщина наружного слоя цапф h_1 составляет $0,01 \div 0,03$ величины диаметра ролика и находится в следующей зависимости от диаметра: $h_1 = 2/3 (0,02 \div 0,04) D_n = (0,01 \div 0,03) D_n$. Это выражение определяли из

условия, что наружный диаметр заготовок под цапфы относится к наружному диаметру ролика как 2:3, что справедливо для роликов МНЛЗ по всей длине технологической линии. Нижний предел толщины легированного слоя – $0,01D_n$ соответствует максимальной глубине резьбы, а верхний предел – $0,03D_n$ обеспечивает ремонтоспособность посадочных мест для подшипников и сальников путем наплавки однородного по химическому составу с легированным слоем материала после предварительной механической обработки. При уменьшении толщины наружного слоя меньше $0,01D_n$ резьба не полностью выполняется из легированного металла, что приводит к ее коррозии и преждевременному разрушению, ухудшению условий работы подшипников и сальников, а также условий восстановления посадочных мест путем наплавки. Увеличение толщины наружного слоя более $0,03D_n$ повышает расход легирующих элементов. Для улучшения охлаждения заготовки на поверхности бочки для прохода воды выполняли кольцевые канавки с наклоном к оси ролика.

Опытные ролики изготавливали из литой биметаллической заготовки. Биметаллические цапфы получали путем горячей деформации заготовки и обкаткой. Окончательную чистовую механическую обработку осуществляли точением и фрезерованием наклонных кольцевых канавок.

Выводы

- Разработанная конструкция ролика позволяет снизить:
- расход металла на изготовление роликов за счет получения внутренней полости в процессе литья, взамен применяемого в настоящее время глубинного сверления;
 - металлоемкость роликов на 13÷17% без послабления опорных цапф за счет уменьшения толщины стенки бочки. Уменьшение момента сопротивления сечения бочки на 15% компенсируется повышением прочности материала роликов;
 - расход легирующих элементов, так как легированный металл используется только для рабочего слоя бочки;
 - расход металла роликов на тонну стали за счет многократного использования кованных цапф.

Литература

1. Хитько О.Ю., Шапран Л.О., Иванова Л.Х.: Преимущества литых роликов для машин НЛЗ. Оборудование и инструмент для профессионалов, 2010, № 1, с. 64÷66.
2. Иванова Л.Х., Шапран Л.О.: Выбор оптимального сочетания свойств материала для центробежнолитых биметаллических роликов МНЛЗ. Теория и практика металлургии, 2009, № 1–2, с. 49÷52.
3. Хитько О.Ю., Шапран Л.О., Хричиков В.С., Иванова Л.Х., Лазуренко С.В.: Системный подход к совершенствованию технологии изготовления бандажированных роликов МНЛЗ. Системные технологии, 2011, № 5, с. 91÷97.

INVESTIGATION OF THE COMPONENTS INTERACTION IN THE LIQUID GLASS-FORMING Ni-Ti-Hf ALLOYS

Vodopyanova A., Dreval L., Agraval P., Turchanin M.

Donbass State Engineering Academy, Department of Foundry Technology and Equipment

Abstract

The enthalpies of mixing of liquid Ni-Ti-Hf alloys have been determined using the high-temperature isoperibolic calorimeter along two sections $x_{\text{Ni}}/x_{\text{Hf}} = 3/1$ and $x_{\text{Ni}}/x_{\text{Ti}} = 3/1$ with $x_{\text{Ti}} = 0-0.64$ and $x_{\text{Hf}} = 0-0.57$ at 1873 K. Over the investigated composition range, the partial mixing enthalpies of titanium and hafnium and the integral mixing enthalpy are negative. Calculated excess thermodynamic functions of mixing points to a high glass-forming ability of the liquid alloys.

Introduction

The knowledge of component interaction is key information for understanding of materials properties and developing of the ways of their production. Alloys of the Ni-Ti-Hf system are known as a promising candidate for the creation of metallic glasses and quasicrystalline alloys [1, 2]. The information on the thermodynamic properties of liquid alloys is required for understanding of the nature their glass-forming ability and prediction of the glass-forming ranges as well as the accurate calculation of the phase diagram. For this system today are not available experimental data of such type. Thus, the aim of this work was a calorimetric investigation of the mixing enthalpies of liquid Ni-Ti-Hf alloys.

1. Experimental procedure

The interaction of components in liquid Ni-Ti-Hf alloys were investigated using a high-temperature calorimeter [3]. The partial mixing enthalpies of titanium and hafnium in the liquid alloys were determined along the sections $x_{\text{Ni}}/x_{\text{Hf}} = 3/1$ with $x_{\text{Ti}} = 0-0.64$ and the sections $x_{\text{Ni}}/x_{\text{Ti}} = 3/1$ with $x_{\text{Hf}} = 0-0.57$ at 1873 K using the procedure described previously in [3-5]. The starting materials were nickel (0.9999 mass fraction), titanium (0.9994 mass fraction), hafnium (0.9996 mass fraction), and tungsten (0.9996 mass fraction) as inert reference material. The alloying process was performed in stabilized zirconia crucibles. All experimental runs were carried out under the spectral grade argon (99.997 vol.%) at small excess pressure. The weight loss during the experiment was less than 0.005 mass fractions.

2. Experimental results and discussion

The experimental values of the $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$ and $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$ function of liquid Ni-Ti-Hf alloys are shown with symbols in figure 1, a along the investigated sections. The

set of the obtained experimental points along each section was treated by means of the least squares regression, and the following equations were obtained:

section $x_{\text{Ni}}/x_{\text{Hf}} = 3/1$

$$\Delta\bar{H}_{\text{Ti}} = (1 - x_{\text{Ti}})^2(-91.62 + 439.93x_{\text{Ti}} - 483.26x_{\text{Ti}}^2) \text{ kJ/mol}, \quad (1)$$

section $x_{\text{Ni}}/x_{\text{Ti}} = 3/1$

$$\Delta\bar{H}_{\text{Hf}} = (1 - x_{\text{Hf}})^2(-163.1 + 531.2x_{\text{Hf}} - 525x_{\text{Hf}}^2) \text{ kJ/mol}. \quad (2)$$

The fitted curves of the $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$ and $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$ functions along with the confidence intervals 2σ are plotted in figure 1, a. In general, the partial mixing enthalpies of Ti and Hf show a substantial negative deviation from ideal mixing. With increasing of the content of titanium in the melt the $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$ function values increase from -92 ± 15 kJ/mol at infinite dilution to 3 ± 2 kJ/mol at $x_{\text{Ti}} = 0.45$. Along section $x_{\text{Ni}}/x_{\text{Ti}} = 3/1$ the $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$ function achieves -163 ± 12 kJ/mol at infinite dilution and then demonstrates a graduate growth with increasing of hafnium content.

The integral mixing enthalpies of liquid ternary alloys along investigated sections were calculated by Gibbs-Duhem integration and are shown in figure 1, b.

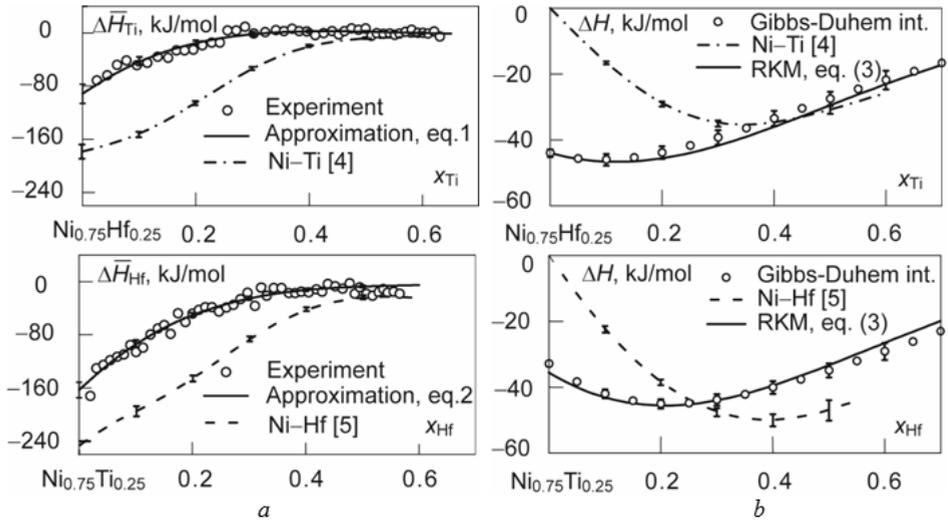


Fig. 1. The partial mixing enthalpies of titanium $\Delta\bar{H}_{\text{Ti}}$ and hafnium $\Delta\bar{H}_{\text{Hf}}$ (a) and integral mixing enthalpy ΔH (b) in liquid alloys at 1873 K along the investigated sections of Ni-Ti-Hf system and in the binary Ni-Ti and Ni-Hf systems. The standard states: pure liquid nickel, undercooled liquid titanium and hafnium

The values of the ΔH function decrease from values characteristic for binary systems, pass through a minimum, and then growth gradually with increasing of titanium or hafnium content correspondingly. Our experimental data on the mixing enthalpies of ternary liquid alloys were fitted using the Redlich-Kister-Muggianu polynomial (RKM). The parameters for the binary systems have been taken from [4÷6]. The necessary ternary interaction parameters have been assessed in the present work using the obtained experimental data. The resulting equation is:

$$\begin{aligned} \Delta H = & -4.9335x_{\text{Ti}}x_{\text{Hf}} + x_{\text{Ni}}x_{\text{Ti}}(-153.707 - 81.825(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Ti}}) \\ & + 40(x_{\text{Ni}} - x_{\text{Ti}})^3) + x_{\text{Ni}}x_{\text{Hf}}(-188.151 + 104.53(x_{\text{Hf}} - x_{\text{Ni}}) \\ & + 5.805(x_{\text{Hf}} - x_{\text{Ni}})^2 - 36.581(x_{\text{Hf}} - x_{\text{Ni}})^3) + \\ & + x_{\text{Ni}}x_{\text{Hf}}x_{\text{Ti}}(627.6x_{\text{Hf}} - 140.8x_{\text{Ni}} + 607x_{\text{Ti}}) \text{ (kJ/mol)}. \end{aligned} \quad (3)$$

The calculation results are shown in figure 1, b with solid lines. For the investigated sections the calculated values are close to the experimental data. The isenthalpic lines calculated in the whole composition range is given in figure 2a. The ΔH function is negative and reaches the total minimum $\Delta H = -50$ kJ/mol at $x_{\text{Hf}} \approx 0.4$ in the Ni–Hf system.

In our works [7, 8] it was shown that the systems with negative deviations of the thermodynamic properties of melts from ideality can be described in the framework of the associated solution model (ASM). The model parameters for the binary liquid alloys are equal: Ni-Ti system – $\Delta H_{\text{Ni3Ti}} = -207.3$ kJ/mol, $\Delta S_{\text{Ni3Ti}} = -71.17$ J/(mol·K), $\Delta H_{\text{NiTi}} = -98.6$ kJ/mol, $\Delta S_{\text{NiTi}} = -24.16$ J/(mol·K) [8]; Ni-Hf system – $\Delta H_{\text{HfNi3}} = -282.6$ kJ/mol, $\Delta S_{\text{HfNi3}} = -127.1$ J/(mol·K), $\Delta H_{\text{HfNi}} = -133.8$ kJ/mol, $\Delta S_{\text{HfNi}} = -53.9$ J/(mol·K) [9]; Ti–Hf system – $L_{\text{Ti–Hf}} = -4993.5 - 7.10316T$ J/mol [6]. The calculated with above mentioned parameters integral enthalpy of ternary Ni-Ti-Hf melts is shown in figure 2, a. Since the agreement between the isenthalpic lines, calculated using Eq. (3) and the ASM, is generally satisfactory, the proposed parameters were used for the calculation of excess thermodynamic properties of liquid alloys. The ΔC_p^{ex} function shows positive values, what indicate on increasing of negative deviations from ideality with decreasing of temperature. The negative values of the ΔS^{ex} function indicates the ordering between the components of liquid alloys. The negative deviations from ideal mixing of the ΔG^{ex} function point to the stabilization of the liquid phase during its formation from pure components.

A general feature of the investigated Ni-Ti-Hf liquid alloys is a strong interaction of components when the predominant influence belongs to the pair interactions between components, namely Ni-Ti and Ni-Hf. This assumption is confirmed by the facts that ternary interaction parameters in eq. (3) are not big in absolute values, and the thermodynamic properties of Ni-Ti-Hf liquid alloys can be described by ASM without usage of ternary parameters. Such interaction of components is a reason of high glass forming ability of the Ni-Ti-Hf liquid alloys. The predominant pair interaction between components in the melts

reflects in the composition dependence of their excess thermodynamic functions of mixing, whose morphology is closely related to the binary Ni-Ti and Ni-Hf systems.

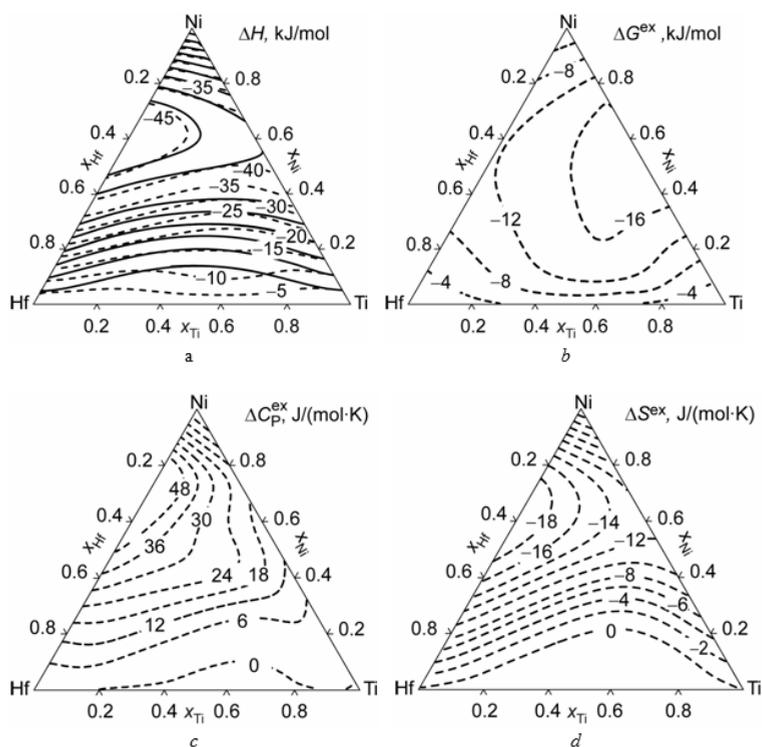


Fig. 2. The excess thermodynamic mixing functions of the Ni–Ti–Hf melts at 1873 K: a) enthalpy ΔH ; b) Gibbs energy ΔG^{ex} ; c) heat capacity ΔC_p^{ex} ; d) entropy ΔS^{ex} ; solid lines – calculated by eq. (3); dashed lines – calculated using ASM

References

1. Basu J., Ranganathan S.: Acta Materialia, 2006, Vol. 54, p. 3637÷3646.
2. Kocjan A.: Journal of Alloys and Compounds, 2008, T. 457, № 1, p. 144÷149.
3. Turchanin M.A., Nikolaenko I.V., J. Alloys Compd., 1996, Vol. 235, p. 128÷132.
4. Agraval P., Dreval L., Turchanin M., e.a.: J. Chem. Thermodyn., 2017, Vol. 106, № 3, p. 309÷316.
5. Agraval P., Turchanin M., Dreval L., e.a.: J. Therm. Anal. Calorim., 2017, p. 1÷11, DOI: 10.1007/s10973-016-6060-z.
6. Bittermann H., Rogl P.: Journal of phase equilibria, 1997, Vol. 18, № 1, p. 24÷47.
7. Turchanin A.A., Turchanin M.A., Agraval P.G.: Mater. Sci. Forum. 2001, Vol. 360–3, p. 481÷486.
8. Агравал П.Г., Абдулов А.Р., Древал Л.А., и др.: Вестник ДГМА, 2011, № 4(25), с. 6÷13.
9. Agraval P.G. Turchanin M.A., Dreval L.A., e.a.: XVI Intern. Scientific Conf. New techn. achiev. in metallurgy, mat. eng. prod. eng., Czestochowa, Poland, 28-29 May, 2015, Series Monografie Nr 48, Vol. 1, p. 53÷58.

ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫЕ ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩИЕ СМЕСИ НА ОЛИГОФУРФУРИЛОКСИСИЛАКСАНОВЫХ СВЯЗУЮЩИХ ДЛЯ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ И СТЕРЖНЕЙ

ECOLOGICALLY PURE COLD-SOLIDIFYING MIXTURES FOR MOLDS AND CORES ON OLIGOFURFURALXYLAXANE BINDINGS

Yevtushenko N.S., Ponomarenko O.I.

Nacional'nyj tekhnicheskij universitet «Har'kovskij politekhnicheskij institut»,
Department of foundry, g. Har'kov, Ukraina

Abstract

The article presents to use ecologically pure bindings for of cold-solidifying mixtures preserving the indices of their basic physical and mechanical and technological properties to produce quality castings made of cast iron, steel and non-ferrous metals.

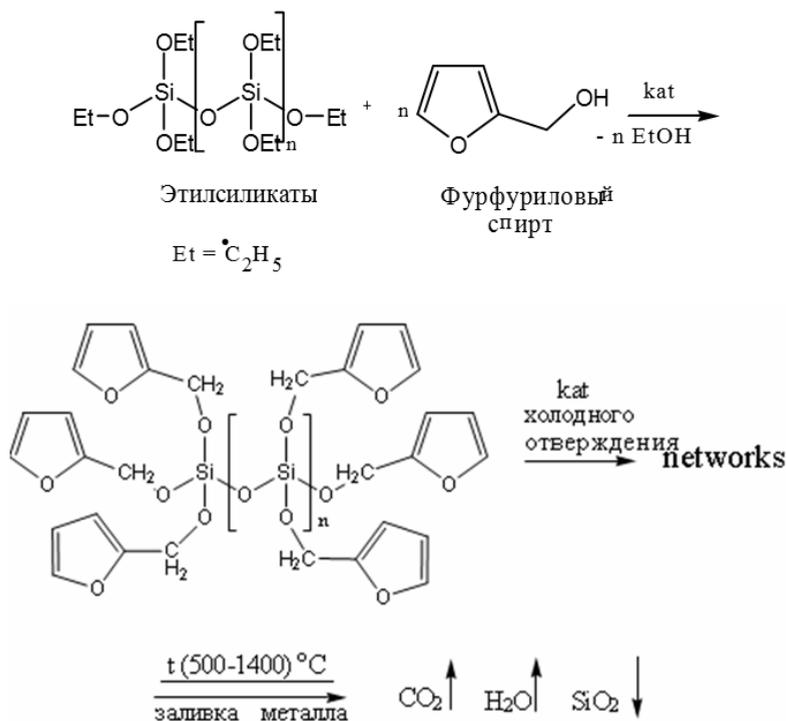
В современном литейном производстве существует большое количество способов изготовления форм и стержней с применением многочисленных составов смесей [1]. На сегодняшний день всё большее применение находят холоднотвердеющие смеси (ХТС) с использованием синтетических смол в качестве связующего. Это объясняется их высокой прочностью при небольшом расходе связующего, возможностью регулирования скорости отверждения смеси в большом диапазоне, отсутствие необходимости в сушке, благодаря чему существенно упрощается и сокращается цикл изготовления отливки.

Однако остается одна проблема – это отрицательное влияние продуктов термодеструкции синтетических смол на безопасность жизнедеятельности человека и на окружающую среду. При их использовании образуются от 30 до 40% (по массе) токсичных продуктов в виде газов и конденсата. Значительная часть продуктов деструкции остается в отработанных смесях. Отказаться сегодня от ХТС на смоляных связующих в литейном производстве практически невозможно. Поэтому создание и применение экологически чистых связующих для литейных форм и стержней с сохранением показателей их основных физико-механических и технологических свойств, разработка технологии их приготовления, а также получение качественных отливок из чугуна, стали и цветных металлов на их основе является актуальной задачей литейного производства.

Разработанный в НТУ «ХПИ» олигомер на основе олигофурфурилоксисилоксанов (ОФОС) полностью удовлетворяет всем современным требованиям, предъявляемым к связующим материалам

в литейном производстве. Основной особенностью нового связующего является отсутствие в его составе отравляющих веществ, благодаря чему оно признано экологически чистым [2]. Оценка связующего на экологическую безопасность подтверждена протоколом испытаний № 46/НДЛ-1.07 и результатами токсикологических исследований от 20.11.2007 г.

Процессы, происходящие в смесях, можно структурно описать следующим образом:



Смесь полимеризуется по ион-радикальному механизму при раскрытии двойных связей в фурановых циклах при обычных температурах в помещении. При этом композиционная смесь за счет теплоты полимеризации двойных связей разогревается до температуры 60÷70°C и образует сетчатую структуру во время отверждения форм и стержней. При взаимодействии компонентов со связующим ОФОС не образуется свободного фурфурилового спирта, как, например, при использовании фурановых смол.

При заливке расплавленного металла в формы происходит процесс термической деструкции сетчатой структуры полимерного композиционного связующего. В результате этого процесса в атмосферу выделяются CO_2 и пары H_2O и образуется твердый неорганический остаток SiO_2 .

Контроль свойств исходных материалов, стержневой и формовочной смесей, которые были исследованы, осуществлялся по стандартным методикам.

Показатели прочности по технологической пробе на сжатие у смеси на основе ОФОС в зависимости от степени полимеризации смолы, используемого катализатора и его концентрации в среднем составляют: через 1 ч – $1,3 \div 1,54$ МПа; через 3 ч – $2,5 \div 2,9$ МПа; через 24 ч – $4,9 \div 6,1$ МПа, что соответствует нормативным требованиям, предъявляемым к ХТС со смолами.

Были проведены исследования смесей на живучесть, газотворность, газопроницаемость и осыпаемость. По полученным данным определено, что живучесть смесей на основе связующего ОФОС в присутствии всех катализаторов находится в пределах $4 \div 17$ мин. Время отверждения композитции зависит от концентрации катализатора, количества и его химической природы, а также от количества молей фурфурооксигрупп в связующем ОФОС. При этом увеличение концентрации катализатора приводит к уменьшению живучести. Ею можно управлять изменяя меру полимеризации n и концентрацию катализаторов. Газотворная способность смеси

в среднем составляет $10,5 \div 11,8$ см³/г, осыпаемость смеси находится в пределах $0,1 \div 0,36\%$, газопроницаемость > 200 ед., а прилипаемость смеси к стержневому ящику и пригар минимальны. Влажность смесей зависит от концентрации катализатора таким образом: при увеличении концентрации катализатора влажность смеси снижается.

Установлены закономерности комплексного влияния различных кислотных катализаторов (ПТСК, БСК, ССК) и их концентраций, а также степени полимеризации смолы на основные физико-механические и технологические свойства ХТС на основе олигофурфурооксисилаксанов. По скорости нарастания прочности смеси катализатор ПТСК оказался лучшим, однако прочностные характеристики через 24 часа выше у катализатора ССК.

В работе было исследовано поведение ХТС на основе ОФОС в процессе термодеструкции, при этом анализ дифференциально-термических и термогравиметрических кривых показывают, что пиролизические процессы идут в трех температурных диапазонах: до 250°C , от 250 до 600°C , от 600°C и выше. Общая потеря массы в образцах составляет от $2,5$ до $3,5\%$. Наиболее интенсивно потеря массы наблюдается в интервале $370 \div 570^\circ\text{C}$, что связано с термическим разложением смолы, сопровождающимся разрушением метиленовых и силаксановых связей, выделением газообразных продуктов термодеструкции и образованием сажистого осадка и двуокси кремния.

Проведенный анализ процессов деструкции позволяет утверждать, что смолу ОФОС можно отнести к категории, обладающий хорошей связующей

способностью и термостойкостью и ее целесообразно использовать в качестве связующего для ХТС при изготовлении форм и стержней.

В работе экспериментально с применением методов многофакторной оптимизации определен состав экологически чистой ХТС на основе ОФОС для изготовления литейных форм и стержней, который определяется областью значений: для смолы ОФОС от 1,0% до 2,0% и для катализатора ПТСК от 0,6% до 1,0%.

Установлены закономерности нарастания прочности смеси в течении 180 мин, которые подчиняется экспоненциальному закону. Разработаны математические модели свойств формовочной смеси на ОФОС, анализ которых показал, что влияние варьируемых факторов – количества смолы и катализатора, его концентрации, на параметры оптимизации (прочность и живучесть смеси) соответствует теоретическим представлениям о формировании свойств смеси при ее приготовлении. Прочность смеси повышается с увеличением количества связующего ОФОС и катализатора ПТСК. Живучесть смеси уменьшается с увеличением количества катализатора и уменьшением количества смолы. Установлено, что на качество смеси также влияют и парные взаимодействия исходных составляющих в математических моделях.

Особое внимание в работе было посвящено исследованию свойств смесей на отработанных песках и изучению изменения структуры песков при их регенерации. С целью исследования прочностных свойств смеси на отработанных песках были изготовлены три состава смеси со связующим ОФОС. В первом составе в качестве наполнителя использовался свежий кварцевый песок, во втором – отработанная холоднотвердеющая смесь после трехкратного оборота; в третьем – отработанная смесь после шестикратного оборота. Во всех смесях в качестве катализатора использовали 50% ПТСК в количестве 1%. Количество смолы ОФОС – 2%. Анализ данных показывает, что прочность смесей на основе отработанной смеси ниже, чем в смесях на основе свежего песка. Уменьшение прочности составляет $0,1 \div 0,2$ МПа за один оборот смеси. Повысить прочность таких смесей можно за счет увеличения процентного содержания смолы и катализатора. Однако даже при 6-кратном обороте смеси по показателям прочности дополнительный ввод этих компонентов не требуется.

В работе проводилось изучение реактивности формовочных смесей на основе свежего песка и с использованием отработанной смеси. Под реактивностью формовочной смеси понимаем способность ее компонентов вступать в реакцию между собой. В частности, это касается взаимодействия смолы с катализатором. Реактивность характеризуется промежутком времени, через который между компонентами смеси начинается взаимодействие. Анализ данных показывает, что с увеличением количества оборотов отработанной формовочной смеси реактивность ее постепенно снижается, то есть процесс отверждения образцов с каждым оборотом

смеси ускоряется. Смеси на отработанных песках имеют более высокую скорость взаимодействия компонентов.

На основе исследований установлена возможность использования при приготовлении ХТС до 90÷95% регенерированных отработанных песков, что позволяет снизить затраты на приобретение свежих песков.

Для исследования структуры отработанных песков был проведён рентгенографический фазовый анализ. Рентгеносъёмка проводилась на аппарате ДРОН-3.0 в медном излучении ($\lambda=1,54\text{ \AA}$) с монохроматором на дифрагируемом пучке при $U=30\text{ кВ}$, $I=30\text{ А}$. Дифрактограммы снимались в угловом интервале $2\Theta=16\text{--}75^\circ$. Установлено, что на дифрактограммах присутствует только кварц. Других элементов в песке не выявлено. Сравнение дифрактограмм показывает, что первая дифрактограмма отличается от восьмой повышенной дисперсностью кварца. Это объясняется тем, что при повторном использовании песков идет процесс истирания зерен.

Разработаны технологические процессы приготовления стержневых и формовочных ХТС на основе ОФОС в компрессорном и энергетическом машиностроении, а также в турбиностроении. Технологический процесс приготовления стержневых и формовочных ХТС на основе ОФОС для получения качественных отливок из стали и бронзы был использован для приготовления смесей на ОАО «Турбоатом» (г. Харьков). Его внедрение позволило улучшить качество отливок и ликвидировать брак по пористости для отливок из бронзы. Технологический процесс для алюминиевых отливок был внедрен на предприятиях НПФ «Орттех», НПЦ «ЕвроМет» (г. Харьков). Составы ХТС были апробированы и внедрены в производственных условиях на ПАО «Сумское научно-производственное объединение им. М.В. Фрунзе» (г. Сумы) для отливок из чугуна и стали, где показали высокую эффективность: были улучшены качество поверхности отливок, выбиваемость стержневых смесей, сокращен цикл изготовления стержней и снижены затраты на очистку литья.

Литература

1. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К. и др.: Формовочные материалы и смеси. Вища шк., 1990.
2. Патент на корисну модель № 23593 Україна. Спосіб одержання холоднотвердіючих сумішей. Авт. Каратєєв А.М., Пономаренко О.І., Євтушенко Н.С. та ін., Опубл. 25.05.07., Бюл. № 7.

INVESTIGATION OF FRACTURE MOMENT IN RADIAL EXTRUSION PROCESS BY FINITE ELEMENT METHOD

Payman Abhari

Donbass State Engineering Academy, Kramatorsk, Ukraine, Faculty of Integrated Technologies and Machineries, Department of Metal Forming

Abstract

The simulation of radial extrusion process by finite element method with QForm 2D software program to determine fracture moment was considered. In this process, distributions of grid, effective strain and stress components in different steps of deformation were researched. The theoretical results based on principal stresses, effective strain and plasticity curve with path of deformations for material to determine moment of fracture were defined.

Introduction

Metal forming is one of the most important processing methods in the manufacturing industry. It can be described as an operation to change the shape and characteristics of a workpiece through plastic deformation without any removal of material during the process. Process design in metal forming involves selection of initial billet size, preform shape, design of die shapes, ram velocity, etc., among which, the main ones are surely represented by the initial billet shape and the die geometry. On the other hand in the metal manufacturing industry cost effectiveness, enhanced mechanical properties, flexible operations, higher productivity and considerable material saving are very important to provide finished products. In metal forming process is used many techniques to make different parts. One of the important techniques in metal forming process is forging process. There are several forging processes available in manufacturing industries, including impression or closed die, precision or flashless, extrusion, cold, warm and hot forging. Numerical solution and method such as finite element (FE) is an important method to analysis material behavior and distribution of strain and stress state in metal forming processes especially in cold extrusion process. In this study, the axisymmetric radial extrusion process to determine moment of fracture on billet by QForm 2D software program based on finite element method has been analyzed. In the analysis, distributions of grid, effective strain and stress components in different steps of deformation were investigated. The theoretical results based on principal stresses, effective strain and plasticity curve with path of deformations for different materials to determine moment of fracture were defined [1÷3].

1. Radial extrusion process

Figure 1 shows the die scheme, die geometry and the formed part for the radial extrusion process analyzed in this paper. A cylindrical billet is considered. The die geometry parameters are as follows: R_0 – the radius of billet ($R_0 = 18\text{mm}$), R_1 – the radius of formed part, L – the billet height ($L = 100\text{mm}$),

h – the flange height ($h=11.7$), r – the die tip radius ($r=2\text{mm}$), V – punch velocity ($V = 1\text{mm/s}$).

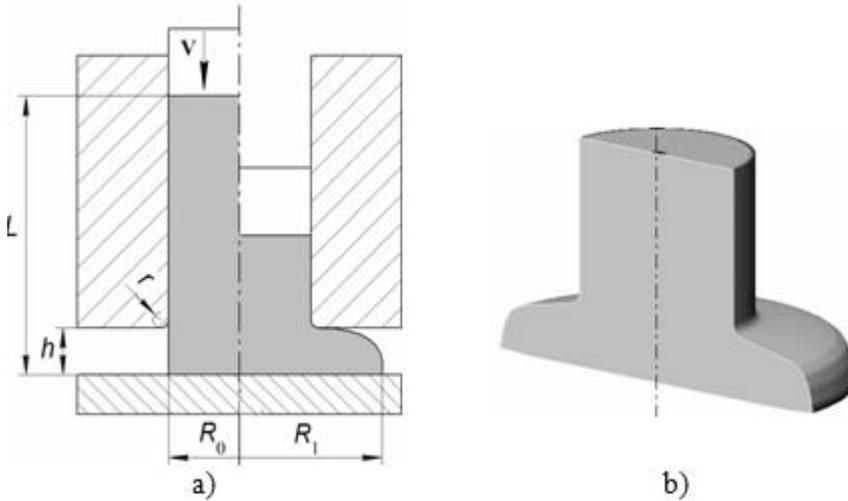


Fig. 1. (a) Die scheme of radial extrusion process; (b) formed part

2. Material property

In this study, the material used for the simulation is AA 6060 aluminum alloy. The relationship between flow stress and effective strain for AA 6060 aluminum alloy can be approximated by:

$$\bar{\sigma} = 191.55 \bar{\varepsilon}^{0.202} \text{ (MPa)}. \quad (1)$$

3. Analysis of radial extrusion process

In this paper, the theoretical analysis to determine moment of fracture in radial extrusion process is carried out in two phases. In the first phase, the simulation results by QForm 2D such as grid distortions, distributions of effective strain, effective stress, mean stress, radial stress, axial stress, hoop stress, shearing stress are defined (Fig. 2).

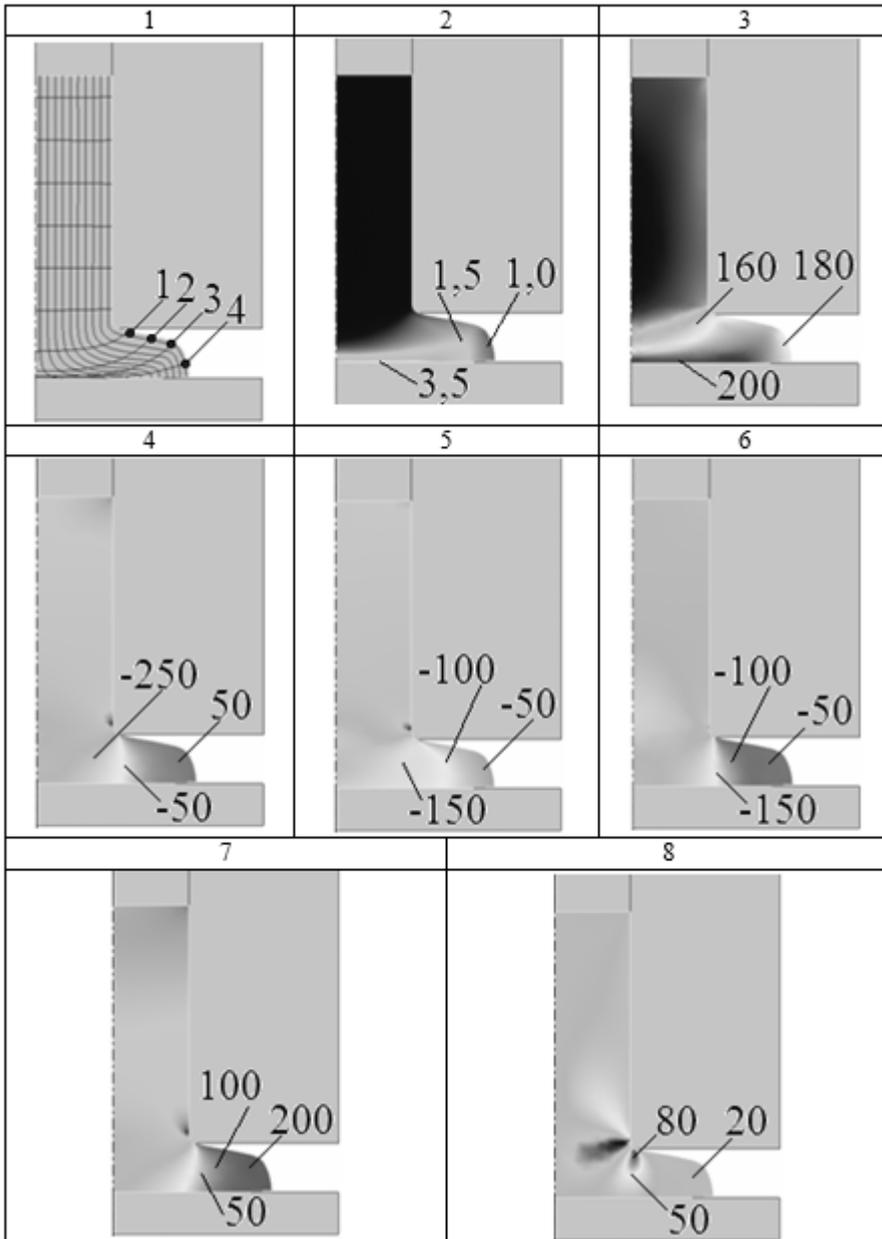


Fig. 2. (1) Grid distortions and four points; (2) effective strain; (3) effective, (4) mean, (5) radial, (6) axial, (7) hoop and (8) shearing stress ($R/R_0=2.05$)

In the second phase, need to calculate principal stresses for four points on the flange surface by equation (2). (σ – principal stresses and I_1, I_2, I_3 – first, second and third variants of the stress tensor).

$$\sigma^3 - I_1 \cdot \sigma^2 + I_2 \cdot \sigma - I_3 = 0 . \quad (2)$$

After defining principal stresses ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$) need to calculate coefficient of plasticity resource by equation (3). (ε_i = effective strain, σ_i = effective stress)

$$\psi = \int_0^{\varepsilon} \frac{d\varepsilon_i}{\varepsilon_p} . \quad (3)$$

Boundary deformation surface for AA 6060 aluminum alloy:

$$\varepsilon_p = 1.1 e^{(0.42\mu_\sigma - 0.51\eta)} . \quad (4)$$

The Nadai-Lode parameter:

$$\mu_\sigma = \frac{2 \cdot \sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} . \quad (5)$$

Stress stiffness index:

$$\eta = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i} . \quad (6)$$

Solving equation (3) on the four points are shown that critical point is named point number 3. On this point will appear moment of fracture in $R/R_0 = 2.05$. The figure 3 is shown diagram between coefficient of plasticity resource and effective strain. For point 3 ε_i is 1.008 when $\psi = 1.0$. These results are explained when in radial extrusion process will appear moment of fracture.

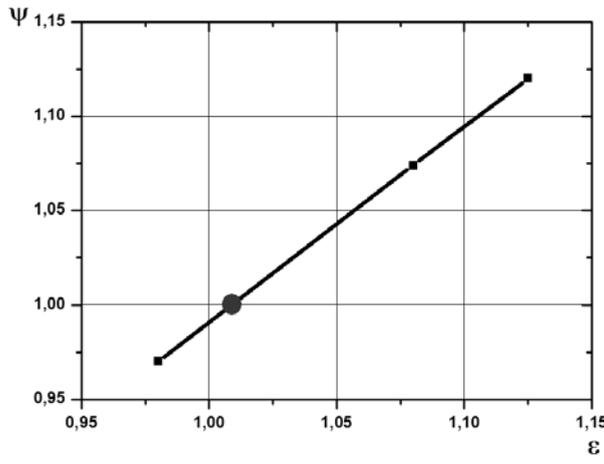


Fig. 3. The diagram between coefficient of plasticity resource and effective strain

Conclusion

Radial extrusion process by QForm 2D software program to determine moment of fracture has been investigated numerically. Based on the obtained results, the following conclusions can be formulated: This extrusion process is simulated by finite element method, and based on the theoretical results can be shown on which point will appear moment of fracture

References

1. Sivak. I.O. Kostoubivskaya E. I.: Пластичность металлов при объёмном напряжённом состоянии. Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: темат. зб. наук. пр. – Краматорськ: ДДМА, 2007, с. 73÷76.
2. Abhari P., Zhykova O.: Modeling simulation for flashless precision forging process with finite element method. Теоретичні та практичні проблеми в обробці металів тиском і якості фахової освіти, Матеріали IV міжнародної науково-технічної конференції, збірник тез доповідей, "КПІ" – Kiev, 2013, p. 98.
3. Aliiev I., Abhari P., Yeromina N.: Технологические процессы штамповки радиальным выдавливанием в закрытых штампах. Обработка материалов давлением: сборник научных трудов, Краматорск: ДГМА, 2015, № 2 (41), с. 166÷172.

TECHNOLOGICAL POSSIBILITIES OF COMBINED RADIAL – LONGITUDINAL EXTRUSION PROCESS

Aliieva L., Goncharuk C.

Donbass State Engineering Academy, Faculty of Integrated Technologies and Machines, Department of Metal Forming

Abstract

In this paper technological processes for producing hollow parts and the flange parts by methods of combined radial – longitudinal extrusion are considered. The variety of the technological possibilities and evaluating technology for combined radial – longitudinal extrusion process are defined. The results of strain distribution by simulation of finite element method and experimental method of meshing for complex and consistent process of combined radial - forward extrusion and combined radial – backward extrusion are defined. The comparisons of energy-power parameters in processes by conventional methods of longitudinal extrusion confirm the benefits of new deformation methods.

Introduction

A promising method for obtaining high-quality pieces of various configurations is cold extrusion that characterized by a combined or successive expiration of the workpiece metal in transverse and longitudinal directions and filling the receiving space multiple ram[1, 2].

Significant expansion in the type of parts produced with cold forming can be achieved by combining the simple methods in longitudinal (forward and backward) and transverse (radial and lateral) extrusion in one combined process [2, 3].

1. Aims of research

The aims of the investigation are to determine different methods and to study stress-strain state in extrusion such as radial – longitudinal extrusion.

2. Cold radial-longitudinal extrusion process

Methods of combined radial – longitudinal extrusion (Fig. 1) can be divided into 2 groups, moreover, for schemes of the group (A) characteristic is the simultaneous extrusion of metal in several directions from one combined focus of deformation. Such deformation with multilateral extrusion proceeds in the optimal self-regulating power mode and requires less technological forces. Three-side extrusion (scheme A1) can get parts like a flanged cup and branch. Cups or bushings with a flange are advisable to receive by radial – backward extrusion (scheme A2) [2÷5], and hollow and solid rod parts with a flange – radial – forward extrusion (A3) [2, 6].

Extrusion schemes included in group (B) are characterized by the successive implementation of radial and longitudinal extrusion techniques [2, 7]. In this

case, the radial extrusion of the metal can be carried out with distribution that's mean, with the flow from the center to the surface of the workpiece.

In the methods of «non-matrix extrusion», the extrusion of metal is made simultaneously through the side and bottom face of the workpiece (B1). These methods are used for the manufacture of deep hollow containers. In this case in comparison with the backward extrusion, specific forces of deformation are considerably reduced [2]. The process of deformation with scheme (B2), is called a combined sequential radial-forward extrusion with distribution, allows reducing the deformation force, because reducing the contact area of active deforming tool with workpiece and different scheme of stress-strain state [2].

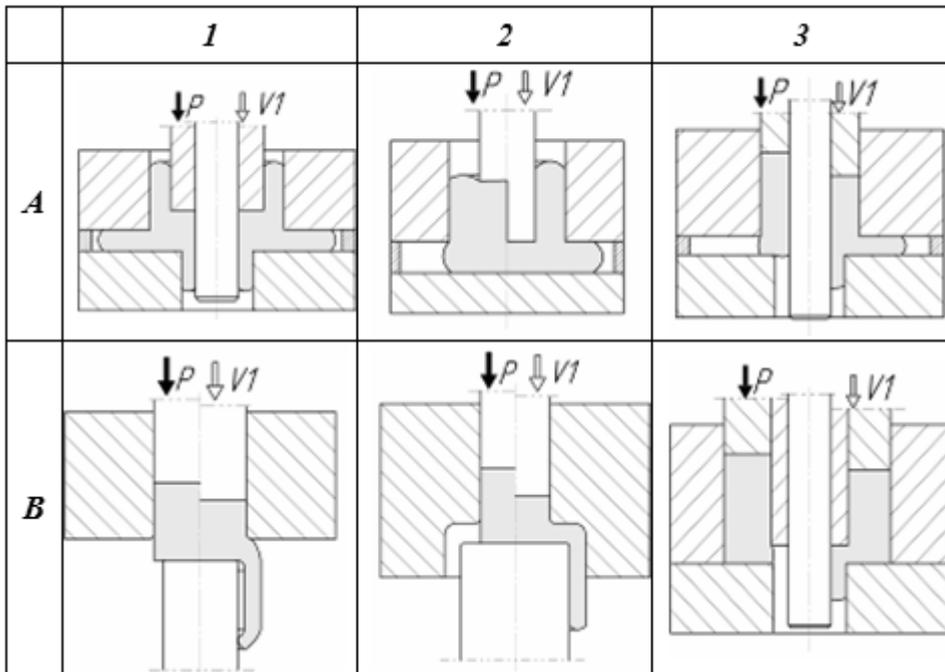


Fig. 1. Methods of combined radial-longitudinal extrusion

The method of radial-forward extrusion with compression (scheme B3) is different due to that radial extrusion of metal occurs in the direction from surface to center metal flow [2, 7]. Depending on the instrument used, method of metal direction at the stage of forward flow differs in several extrusion schemes, which is characterized by the use of a profiled mandrel or conical mandrel, capable of reciprocating movement. This makes it possible to manufacture tubular parts with finned inner surface or with variable wall thickness [7].

3. Analysis of cold radial - longitudinal extrusion process

To obtain results for deformation and the stress-strain state of the billet material are used methods of computer simulation by QForm 2D software

program based on finite element method and experimental research [8]. To study the deformed state, we used method of coordinate grid with a base of 1mm. The purpose of the simulation is to study the material flow behavior and thus only plastic deformation is concerned. The axisymmetric billet was considered as a rigid-plastic deformation body and the punch and die as a rigid body. The material used for the simulation is AA 6060 aluminum alloy with mechanical properties are usually part of material specifications and are obtained by tensile testing as follows: stress-strain curve – $\bar{\sigma}_s(\varepsilon)=191.55 \cdot \bar{\varepsilon}^{0.202}$, yield point – $\sigma_{0.2}=105$ MPa , Young's modulus – $E=75000$ MPa , Poisson's ratio – $\nu=0.3$, speed of punch – 1 mm/s and the friction coefficient between the tools and the billet – $\mu=0.08$ (Siebel law).

In accordance with the result of simulation in radial-backward (combined) extrusion as cup is considered that intensive plastic deformation is central zone of billet under punch (Fig. 2).

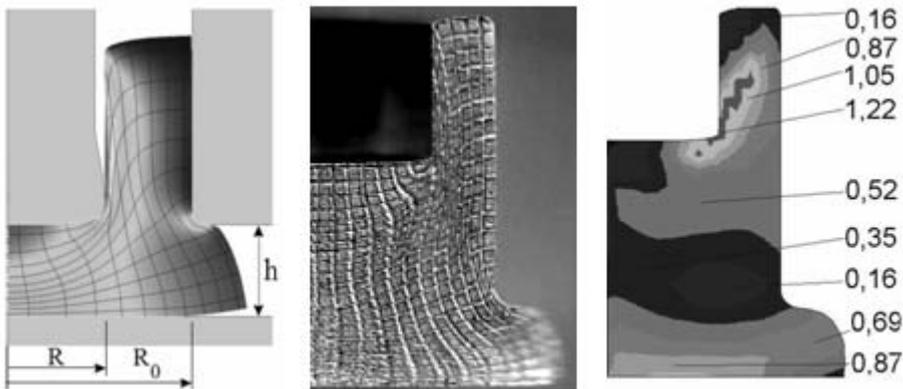


Fig. 2. Grid distortions and effective strain in radial-backward extrusion as flanged cup part

From the beginning of billet deformation, intensive plastic deformation in radial and backward flow are separated from each other, that is beneficial on the shaping process since it prevents the appearance of surfaces with a high gradient of deformation and intense shear (which is precursor of crack). The most intensive deformation is exposed to metal layers, adjacent to the calibrating punch belt. In the wall of the extrusion as cup is observed deformed state with significant unevenness. Outer layers and zone adjacent to the edge of the cup are appeared weakly deformed.

Flange that is obtained with combined extrusion (radial-backward) has a slightly different shape than with simple radial extrusion. There is an overlap of the peripheral zone in the flange to the end of the tool and distortion of its form as toe-cap. Experimental studies of the deformed state in combined radial-backward extrusion as cup part ($2R=15$ mm; $2R_0=24$ mm; $h=5$ mm; billet height

– $L=22$ mm) are showed the results qualitatively close to the results obtained during FE-modeling (see Fig. 2.)

Simulation of combined radial-backward extrusion process as rod parts with flange ($2R_0=28.2$ mm; $2R=15$ mm; $L=20$ mm; $h=3$ and 5 mm) is considered by FEM (Fig. 3.) and experimental investigation. This process is also characterized by the presence of two autonomous intensive plastic deformations. In the course of the process, localized intensive plastic deformation increases in the size, and the height of the intermediate rigid zone decreases.

The zone with the maximum degree of deformation is the zone adjacent to the edge of a hollow punch that is to say in the field of reversal and extrusion of metal in the opposite direction. Metal reversal zones, flange and branch flow are defined deformation parts with a complex deformed state in which the compression, shear and rotation of the displaced metal are combined. In this case, unevenness of the deformed state the resulting branch is significant. Analysis of the deformed state by FE-simulation as a whole is confirmed by experimental investigation, conducted by the method of grids.

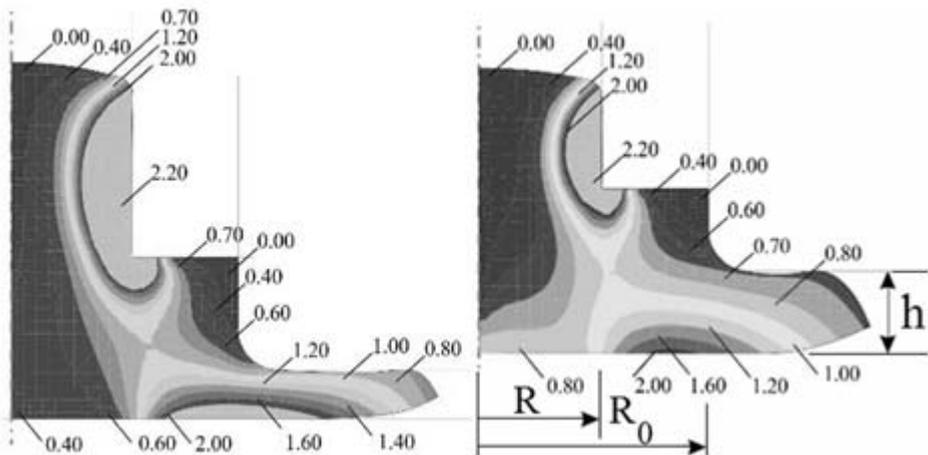


Fig. 3. Distributions of effective strain state of the billet in combined extrusion

Metal displacement in the opposite direction to the branch is insignificant. The branch is formed mainly by deepening the hollow punch into the billet. To evaluate the patterns of deformation, it is effective to observe and for the increase in the dimensions of the flange and branch as the parts are extruded. Step-by-step growth of the billet contour in figure 4 is given that for comparison of data on the calculation of the billet shape ($2R_0=28.2$ mm, $2R=15$ mm, $h=3$ mm) in flange and branch by FEM and upper bound method [9]. Both methods show that increment of billet height in comparison with the initial height of the billet is insignificant, appearance of branch occurs mainly due to the introduction of the punch in billet. This conclusion is confirmed by experimental data.

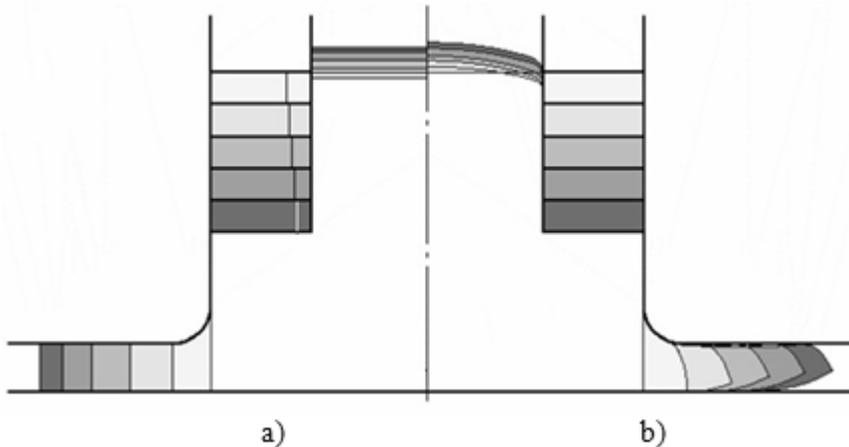


Fig. 4. The changing shape of geometry in part by upper bound method (a) and finite element method (b)

For definition of regularity in extrusion process based on the simulation results, graphs were constructed that character of forming parts by making a relative (referred to the whole shifted volume of metal) metal volume \bar{V}_o , that expended in appearance of branch. At the same time, the friction conditions and geometric parameters in extrusion process were varied (Fig. 5). Billet height for AA 6060 aluminum alloy with billet diameter (28.2 mm) is 30 mm.

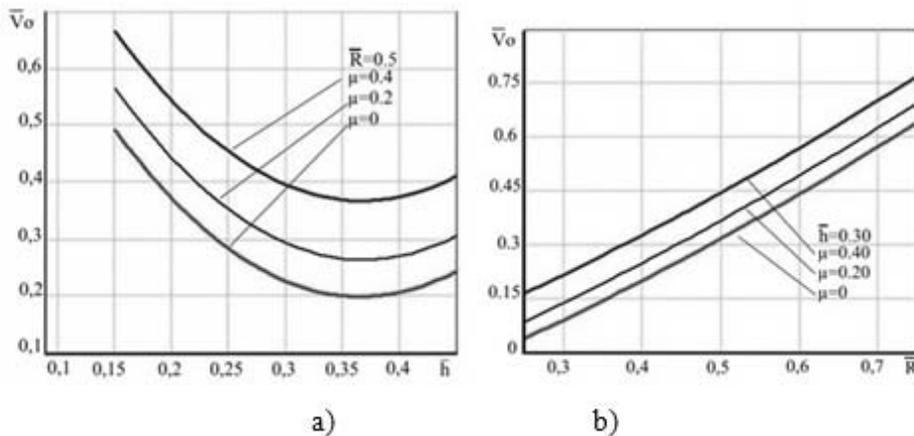


Fig. 5. Dependence of the branch volume from the relative values of the flange thickness (a) and branch radius

It can be seen that with an increase in the relative flange thickness, metal volume in branch with a relative radius is decrease. Increase of friction in the flange zone is contributed greater movement of metal in branch. From point of

view in fracture location – It is upper surface in flange extrusion where the stress state near to linear due to the action of one circumferential tensile stress.

Conclusion

1. Methods of combined depending on the kinematics and freedom degrees of flow material divided into 2 groups such as combined and consecutive extrusion
2. The experimental investigation and theoretical investigation with finite element method by QForm 2D to determine shape deformations, distributions of stress-strain state for hollow and solid parts in cold extrusion are defined.
3. It is considered that zones of intensive deformation are independent and the most intensive of metal flow is in radial direction.
4. Technological recommendations to define new methods of combined extrusion are determined.

References

1. Aliiev I.S.: Tehnologicheskie vozmozhnosti novyh sposobov kombinirovannogo vydavlivaniya. Kuznechno-shtampovnoe proizvodstvo, 1990, № 2, s. 7÷9.
2. Aliieva L.I.: Processy kombinirovannogo deformirovaniya i vydavlivaniya. Obrabotka materialov davleniem: sbornik nauchnyh trudov, Kramatorsk: DGMA, 2016, № 1(42), s. 100÷108.
3. Aliieva L., Grudkina N., Zhibankov Y.: Analysis of billet deformation during the combined radial-backward extrusion. New technologies and achievements in metallurgy and materials engineering. Czestochowa: Quick-druk, 2012, s. 389÷396.
4. Milutinovic M., Cupkovic D., Vilotic D., Pepelnjak T., Plancak M.: Stress-strain state of combined backward-radial extrusion process of can-franged part. J. Technol. Plast., 2006, 31, № 1-2, p. 110÷116.
5. Aliieva L.I., Grudkina N.S.: Issledovanie deformirovannogo sostojaniya pri kombinirovannom radial'no-obratnom vydavlivanii polyh detalej s flancem. Vestnik DGTU: sb. nauchn. rabot., Rostov-na-Donu: DGTU, 2012, s. 195÷198.
6. Aliieva L., Zhibankov Y.: Radial-direct extrusion with a movable mandrel. Metallurgical and Mining Industry, Dnepropetrovsk, 2015, № 11, p. 175÷183.
7. Aliieva L.I.: Kombinirovannoe radial'no-prjamoje vydavlivanie detalej s flancem. Trudy VIII Mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoy konferencii “Nauchno-tehnicheskij progress v metallurgii” 23–24 oktjabrja 2015, Temirtau, 2015, s. 377÷382.
8. Biba N.V., Stebunov S.A., Gladkov Ju.A. i dr.: QForm – universal'naja i jeffektivna programma dlja modelirovaniya koki i shtampovki. KShP. OMD, 2011, № 1, s. 36÷42
9. Aliieva L.I., Goncharuk K.V., Shkira A.V.: Jenergeticheskij analiz processa kombinirovannogo vydavlivaniya sterzhnevnyh detalej s flancem. Obrabotka materialov davleniem: sb. nauchn. trudov, Kramatorsk: DGMA, 2015, № 2 (41), s. 35÷40.

COMBINED RADIAL - FORWARD EXTRUSION OF HOLLOW PARTS LIKE CUPS

Aliieva L., Aliiev I., Kartamyshev D.

Donbass State Engineering Academy, Kramatorsk, Ukraine, Faculty of Integrated Technologies and Machineries, Department of Metal Forming

Abstract

In this paper the features of the process of obtaining hollow parts such as cups by methods of combined radial-forward extrusion with distribution are considered. The results of strain distribution and the value of accumulated strain at the exit of the deformation zone are defined by finite element modeling and experimental method of meshing. Indicators of the state of stress used to assess technological deformability and the uniformity of the properties of the deformed material.

Introduction

The development of extrusion technology is inextricably linked with the search, development of new methods of deformation, allowing to obtain stamping details of complex forms of higher quality with lower labor and energy costs [1, 2].

The processes of combined radial-longitudinal extrusion are distinguished by the successive implementation techniques of radial and longitudinal extrusion and the production of hollow parts from solid and tubular blanks. The combination of simple schemes of radial and longitudinal extrusion (Figure 1) is carried out both with the distribution of metal and with compression [3, 4]. In the "non-matrix" extrusion methods, the flow of metal occurs simultaneously through the side and bottom end surfaces of the workpiece (Scheme 1) [2].

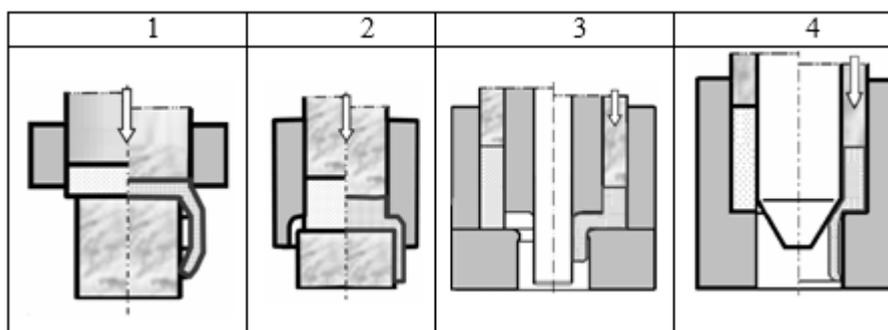


Fig. 1. Schemes of the radial-forward extrusion process

Investigations

Investigations of the power mode of the process of sequential radial-forward extrusion of hollow parts of the cup-type have shown the advantages of the deformation method in reducing power parameters and expanding technological capabilities [3, 5].

To study the regularity of shaping and the evaluation of the deformed state of the workpiece in the process of radial-forward extrusion the dividing grid method (Figure 2a) and the finite element method (FEM) in the DEFORM 3D software were used (Fig. 2b).

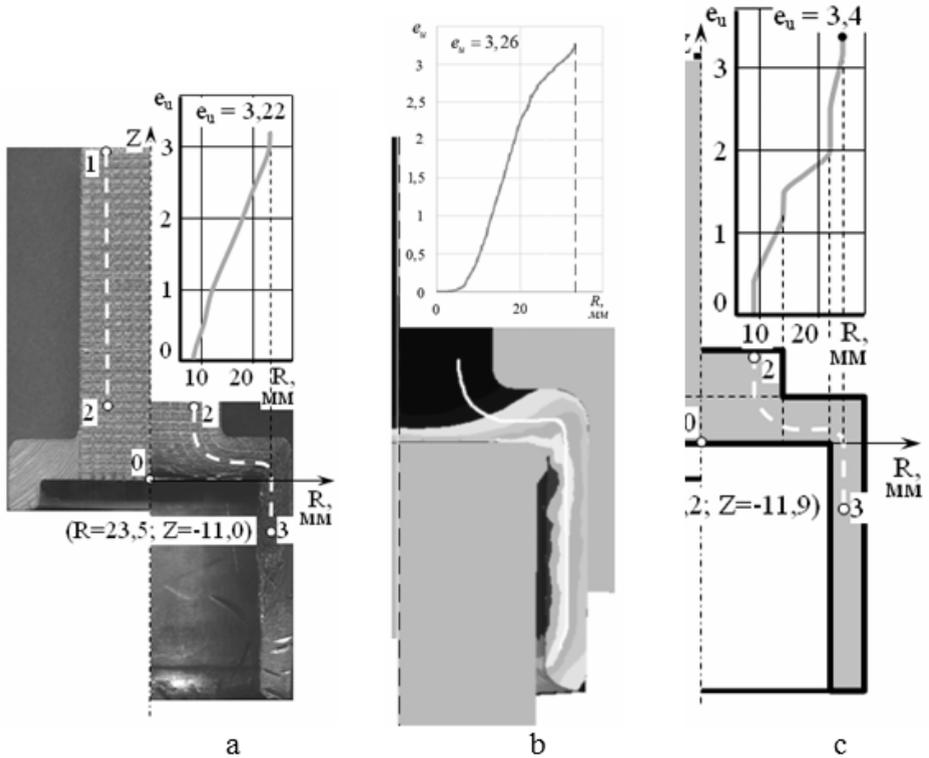


Fig. 2. Trajectories of particle motion and accumulated deformations in the part: experiment (a), FEM – model (b), energy model (c)

The experiments and the FEM model allowed to obtain patterns of the distribution of the effective strain in the process of radial-forward extrusion in a detail of the cup-type fabricated from aluminum alloy AA 6060. Trajectories of the movement of material particles in the coordinates R and Z were established and a plot of the increment of deformations moving from position 2 to point 3 was constructed.

The deformed state of the experimental sample and model during the extrusion process are identical. The actual flow of metal in the process of deformation has been accurately described by the horizontal and vertical lines of the deformed grid. The deformation center has an upper boundary of the conical

shape in the central region of the part. The deformed metal adjacent to the bottom of the hollow part is the most deformed. Large values of the effective strain are concentrated in the layers near the inner radius of the cup, and the smaller values are concentrated in the layers adjacent to the outer contour of the part.

The values of the deformation component increments for the cells located between the current lines are determined by calculations on the energy mathematical model (see Fig. 2c), which takes into account the deformation hardening of the workpiece material [6]. The results qualitatively and quantitatively close to the experimental data are obtained.

Five characteristic points (P1-P5) were chosen in the various study zones of the deformed workpiece to evaluate the stress state in different zones at different stages of the process of radial-forward extrusion (see Figure 3).

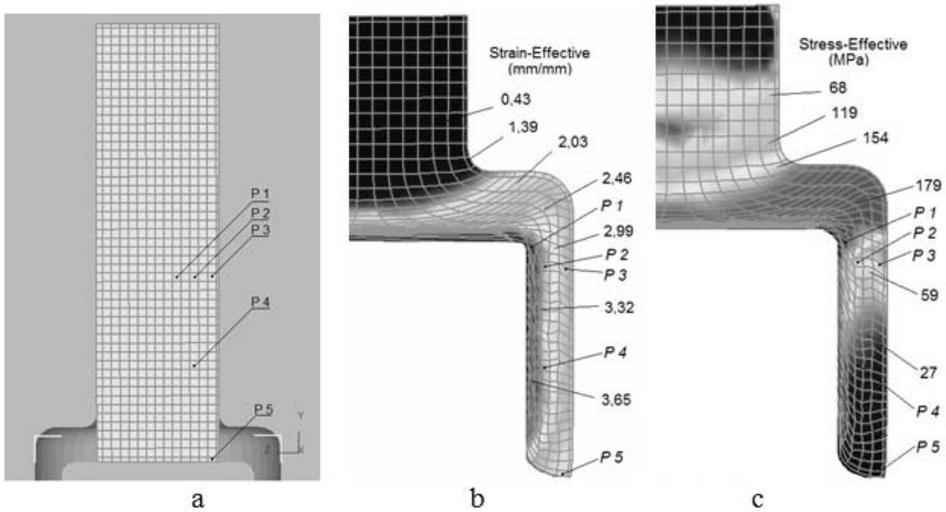


Fig. 3. Characteristic points (a) and the distribution of effective strain (b) and effective stress (c)

Points located in the zone of reversal of the material flow are characterized by high values of stress effective in the zone of intensive deformation (point P1, see Fig. 3c)). For points that have just left the deformation center (P2 and P3), the stress effective is noticeably smaller, and for points P4 and P5 that completely leave the deformation center and are located in the zone of the direct flow of metal, the stress effective is much less than the maximum values in the deformation zone.

As it has been already noted, the distribution of the effective strain is non-uniform. In the central region of the part, the most deformed layers are adjacent to the bottom of the cavity. In the wall of the cup, the inner layers become the most deformed (see Fig. 3c). The graphs of strain increase along the extrusion process show the difference in the nature of deformation accumulation by points

located in the central zones and on the lateral surface of the initial workpiece (Fig. 4).

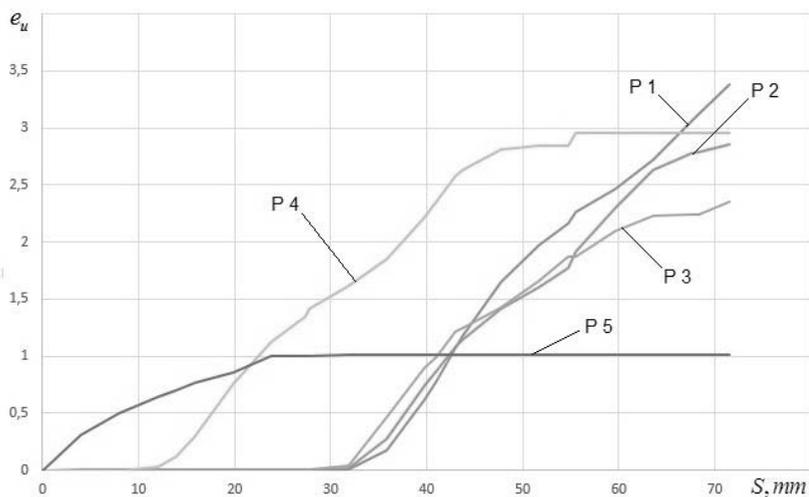


Fig. 4. Increase of the effective strain of the characteristic particles during the extrusion process

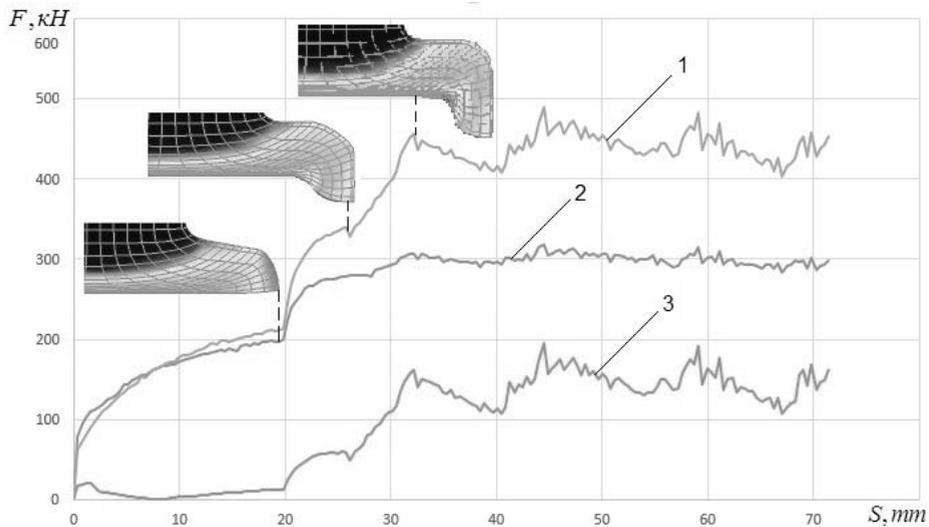


Fig. 5. Graphs of the change in extrusion force on 1 – counterpunch; 2 – container; 3 – punch

It is also seen that after the passage of the deformation center, effective strain of points P4–P5 becomes unchanged. Before entering the zone of intense

deformation of the points P1–P3 (up to the punch stroke of 34 mm) deformation is practically imperceptible, then the deformation increment occurs relatively uniformly and without jumps. In this case, a more intense build-up is inherent in the particles close to the inner surface of the cup cavity (P1).

On the "Path-Force" diagram, it is possible to distinguish three characteristic stages in the growth of extrusion forces on a matrix, counter-punch and punch: the zone of free radial flow of metal, the zone of reversal of metal in the forward direction and the zone of stationary flow with the formation of a deformation center of a stable volume (Fig. 5)

The ways of deformation in the process of radial-forward extrusion are characterized by graphs of the change in the stress effective index.

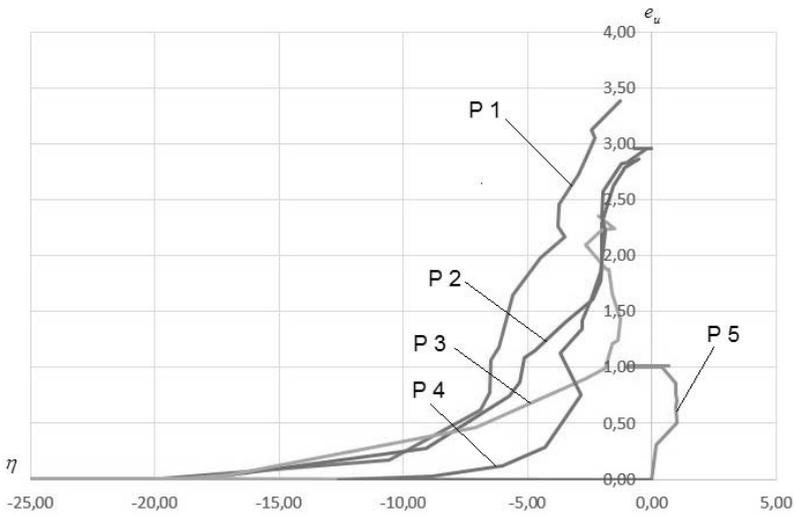


Fig. 6. Graphs of the dependence of the stressed state on the strain effective for the particles P-P5

To quantify the nature of the stress state, the value of the stiffness index of the stressed state in the characteristic zones of plastic deformation was established and "deformation paths" were constructed (Fig. 6):

$$\eta = \frac{3 \cdot \sigma_{mean}}{\sigma_i}, \quad (1)$$

$$\sigma_{mean} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}. \quad (2)$$

In general, the values of the stress state indicators on the plasticity diagram "e-n" are located in the favorable zone of negative values. For particles at point P5, the deformation path passes through the zone with positive values of index n, which indicates the probability of metal failure due to the action of circumferential tensile stresses. It is interesting that after reaching the edge of the extruded flange of the metal reversal zone from the radial direction to the straight line due to the change in the stress state scheme, the deformation path "e-n" unfolds and passes into a more favorable region.

Conclusions

Varieties of radial-longitudinal extrusion of hollow parts are considered. The regularities of the development of the stress-strain state of workpieces during radial-forward extrusion with distribution and the evaluation of the force mode of the process are studied by the methods of finite elements and dividing grids.

References

1. Aliiev I.S.: Tehnologicheskie vozmozhnosti novyh sposobov kombinirovannogo vydavlivaniya. Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo, 1990, № 2, s. 7÷9.
2. Alieva L.I.: Processy kombinirovannogo deformirovaniya i vydavlivaniya. Obrabotka materialov davleniem: sbornik nauchnyh trudov, Kramatorsk: DGMA, 2016, № 1(42), s. 100÷108.
3. Renne I.P., Sumarokova A.I.: Tehnologicheskie vozmozhnosti processa svobodnogo vydavlivaniya (bez matricy) polyh detalej. Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo, 1987, № 6, s. 25÷26.
4. Osen W.: Kombiniertes Quer-Hohl-Worwarts-Fliepressen. Draht, 1986, № 3, s. 133÷137.
5. Danilin G.A., Ogorodnikov V.P.: Teorija i raschety processov kombinirovannogo plasticheskogo formoizmenenija. SPb.: BGTU, 2004.
6. Aliieva L.I., Chuchin O.V.: Tehnologicheskie vozmozhnosti processov vydavlivaniya s razdachej. Sovremennye problemy gorno-metallurgicheskogo kompleksa, Nauka i proizvodstvo: materialy Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii, Staryj Oskol: STI NITU «MISiS», 2015, s. 148÷153.
7. Aliieva L., Zbankov Y.: Radial-direct extrusion with a movable mandrel. Metallurgical and Mining Industry, Dnepropetrovsk, 2015, № 11, p. 175÷183.
8. Aliieva L.I., Chuchin O.V., Gnezdilov P.V.: Metody snizhenija sil deformirovaniya pri vydavlivanii. Vestnik Hersonskogo nacional'nogo tehničeskogo universiteta, Herson, 2016, № 4(55), s. 82÷87.
9. Alieva L.I., Chuchin O.V., Mironenko E.V.: Kombinirovannoe vyidavlivanie uprochnyayuschegosya materiala. Nauchnyiy vestnik DGMA, Kramatorsk: DGMA, 2016, 1 (20E), s. 70÷79.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc В ПРОЦЕССЕ СВОБОДНОЙ КОВКИ И ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

INVESTIGATION OF AL-MG-SC ALLOY DEFORMATION CONDITIONS DURING FORGING AND HOT EXTRUSION

Андреев В.В., Коноводов Д.В.*, Ашкелянец А.В.*, Дуја Н.***

*НМетАУ, Факультет материаловедения и обработки металлов, Кафедра обработки металлов давлением им. акад. А. П. Чекмарева, *Czestochowa University of Technology

Abstract

The paper provides the analysis of Al-Mg-Sc alloy deformation conditions with a specific strength of 120 m²/s² during forging and hot extrusion.

It was found that the initial temperature of the billets heating has the main influence on the minimum metal temperature during deformation. At the same time, all other conditions used in the investigations, lead to the temperature lowering. It gave the possibility to determine the regressive dependences for the minimum and maximum metal temperature calculation during forging operations.

Comparative analysis of maximum force and the temperature at extrusion has shown that the use of predeformed billets lead to improved deformation conditions. In this case, the maximum extrusion force is reduced by 50% in comparison with the traditional extrusion technology with the use of ingot.

Введение

Высокая удельная прочность алюминиевых сплавов позволяет увеличить грузоподъемность и уменьшить эксплуатационные расходы передвижного транспорта. Высокая коррозионная стойкость материала продлевает сроки эксплуатации, расширяет ассортимент товаров, перевозимых, включая жидкости и газы с высокой агрессивной концентрацией.

В конце XX в. для нужд транспортного машиностроения была разработана серия соответствующих легированных скандием сплавов на основе системы Al-Mg [1]. Сплав предназначен для изготовления как сварных, так и бесшовных конструкций, работающих в диапазоне температур от -196°С до +156°С, и имеет во всех видах полуфабрикатов более высокие, чем у сплавов системы Al-Mg, характеристики прочности [2], и которые относятся к сплавам с удельной прочностью более 120 м²/с².

Известно, что рекомендованная температура горячей деформации сплавов системы Al-Mg-Sc составляет 400-450°С. Этот интервал температур выбран из-за наличия пика максимума пластичности

материала в горячем состоянии. В то же время, горячая деформация в этой области температур часто сопровождается образованием горячих трещин и даже разрушением образцов в процессе обработки давлением. Проведенные предварительные исследования микроструктуры и химического состава различных участков заготовок позволяют предположить две причины появления горячих трещин в процессе деформации сплавов системы Al-Mg-Sc [3, 4]:

- оплавление границ зерен в процессе деформации;
- разрушения по границам зерен из-за наличия концентраторов напряжений, в роли которых выступают пленочные фазы по границам зерен.

Указанное обстоятельство означает необходимость ликвидации структурной неоднородности в заготовках под следующую операцию горячего деформирования (например, продольную прокатку или прямое прессование) путем предварительной обработки давлением, например, операциями свободнойковки.

1. Постановка задач исследований

Необходимой задачей является изучение поведения материала в процессе пластической деформации, изменения его свойств в зависимости от применяемой технологии и оборудования, а также поиска оптимальных условийковки и прессования.

В работе приведены теоретические исследования, с помощью метода конечных элементов (МКЭ), процессов свободнойковки исходной заготовки и прямого прессования предварительно деформированной заготовки из выбранного сплава с целью анализа формоизменения, а также распределения деформаций, температур и напряжений по объему металла.

Определив задачу, которую необходимо решить при проведении эксперимента осуществляется выбор зависимых и независимых переменных [5]. Итак, зависимыми переменными в данной работе являются механические свойства материала, который исследуется. Независимые переменные (факторы) могут быть как количественными, так и качественными. В качестве независимых переменных были выбраны: температура начала деформации (X_1), уков при осадке (X_2), уков при протяжке (X_3). Зависимыми переменными являются механические свойства: предел текучести (Y_1), временное сопротивление (Y_2).

Уков представляет собой величину, которая характеризует степень проработки металла, то есть его качество. Качественная проработка металла предусматривает создание волокнистой структуры поковки по всему сечению. Величина укова, при которой волокнистая структура распространяется по всему сечению заготовки, колеблется в значительной степени и зависит от материала, размеров заготовки и структурного строения металла. Чем чище и однородней металл, тем при меньших

величинах улова достигаются необходимые структурные и механические характеристики металла в процессе деформации.

Интервалы варьирования факторов и их значение в натуральном масштабе на основном, верхнем и нижнем уровнях указаны в таблице 1.

Таблица 1.

Уровни факторов для условий эксперимента 2^3

Фактор	X_1	X_2	X_3
Основной уровень (X_{i0})	380	1,455	1,175
Интервал варьирования (ΔX_i)	20	0.205	0,075
Верхний уровень ($x_i = 1$)	400	1,66	1,25
Нижний уровень ($x_i = -1$)	360	1,25	1,1

2. Анализ полученных данных

Теоретические исследования, проведенные в работе, выполнены с помощью программного продукта ПП Forge3 [6], который предназначен как для объемного, так и плоского термомеханического моделирования процессов пластической деформации моно- и биметаллов.

Параллельно с теоретическими исследованиями были выполнены и предварительные экспериментальные исследования (с целью последующего сравнения полученных данных), которые были реализованы двумя операциямиковки:

а) операция «Осадка», которую выполняли путем уменьшения высоты H заготовки при увеличении площади поперечного сечения;

б) операция «Протяжка», которую выполняли путем уменьшения площади поперечного сечения при одновременном увеличении длины L заготовки.

На рис. 1 и рис. 2 представлены результаты математического моделирования операции свободнойковки «Осадка», которые дают возможность провести анализ формоизменения образцов при математическом и экспериментальном моделировании в поперечном сечении образца. Как видно из рис. 1 при исследованиях наблюдается хорошая сходимость геометрических размеров образцов между физическим и математическим моделированием. Это позволяет сделать вывод о точности заданных граничных условий при постановке задачи. Образование хвостовика при выполнении операции «Осадка» необходимо для удержания заготовки при выполнении дальнейшей операции свободнойковки «Протяжка». На рисунке 3 приведен пример анализа распределения основных факторов для исследований.

Дальнейшую работу, а именно выполнение операции «Протяжка» будем проводить с использованием только математического моделирования.



Рис. 1. Стадии выполнения операции «Осадка» при выполнении математического моделирования

a – начальная стадия; *б* – конечная стадия

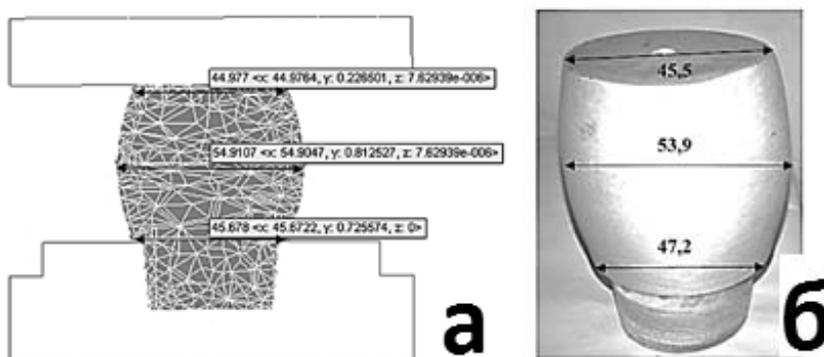


Рис. 2. Сравнение геометрии полученных образцов после выполнения операции «Осадка» с величиной степени деформации 40%

a – вид образца, полученный в результате математического моделирования;

б – экспериментально полученный образец

При анализе рисунка 4 видно, что операция свободнойковки «Протяжка» приводит к большой неоднородности как температурного поля, так и деформационно-напряженного состояния металла. Это связано с тем, что в процессе кантовки контакт заготовки с инструментом не симметричен.

Из приведенных данных видно, что в целом проработка заготовки больше 3,0 (показатель логарифмической деформации), но в приконтактных местах с инструментом эти значения достигают 3,5. Также, при анализе полученных данных, согласно матрице эксперимента, установлено, что максимальная температура металла составляет 450°C (таблица 2).

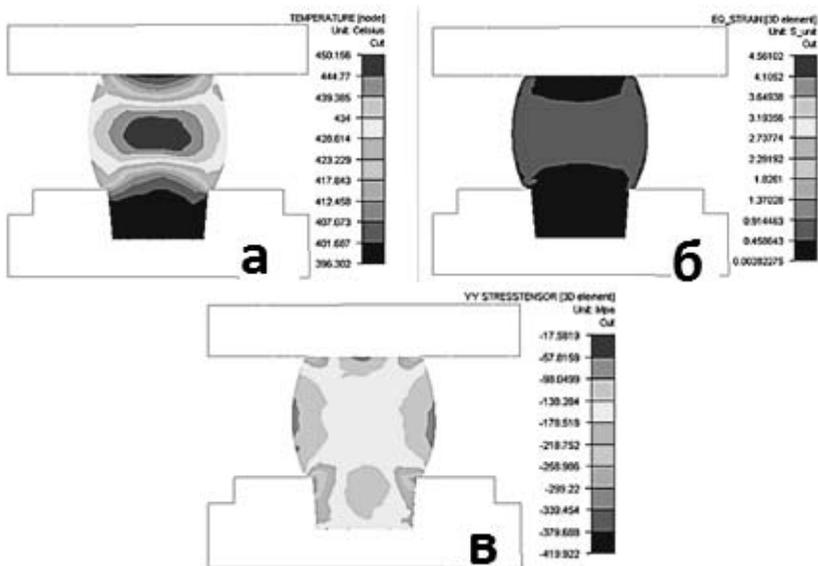


Рис. 3. Результаты математического моделирования при осадке образца цилиндрической формы; *а* – распределение температуры по сечению образца; *б* – распределение деформации по сечению образца; *в* – распределение средних напряжений по сечению образца

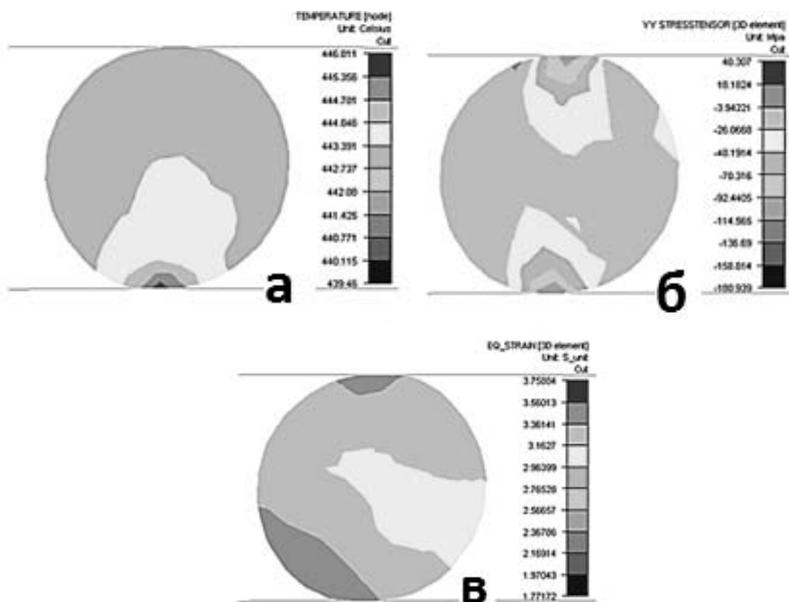


Рис. 4. Результаты математического моделирования операции «Протяжка» предварительно осажженной заготовки; *а* – распределение температуры по сечению образца; *б* – распределение деформации по сечению образца; *в* – распределение средних напряжений по сечению образца

Таблица 2.

План ПФЭ 2³ и результаты исследований

№ эксперим.	Порядок проведения	Кодирован. масштаб			Натуральный масштаб			Y ₁ (Макс. темп., °C)	Y ₂ (Миним. Темп., °C)
		x ₁	x ₂	x ₃	X ₁	X ₂	X ₃		
1	3	+	+	+	400	1,66	1,25	455	330
2	4	-	+	+	360	1,66	1,25	415	315
3	1	+	-	+	400	1,25	1,25	450	395
4	2	-	-	+	360	1,25	1,25	419	358
5	7	+	+	-	400	1,66	1,1	430	396
6	8	-	+	-	360	1,66	1,1	407	370
7	5	+	-	-	400	1,25	1,1	420	390
8	6	-	-	-	360	1,25	1,1	390	355

Как результат, получено уравнение регрессии максимальной (1) и минимальной (2) температуры разогрева заготовки в процессе деформации:

$$T_{max} = 423,3 + 15,5 \cdot X_1 + 3,5 \cdot X_2 + 11,5 \cdot X_3, \quad (1)$$

$$T_{min} = 363,3 + 14,1 \cdot X_1 - 10,1 \cdot X_2 - 14,1 \cdot X_3. \quad (2)$$

Исходной заготовкой для теоретического исследования процесса прямого горячего прессования выступали заготовки (сетки заготовок), полученные в процессе математического моделирования процесса свободнойковки (см. табл. 2). При этом, в указанных заготовках (т.е. в узлах математической сетки) оставались все рассчитанные величины напряжений и деформаций, в свою очередь должно было служить в качестве деформационной гомогенизационной обработки. Режимы прессования соответствовали условиям, указанным в таблице 3.

Процесс моделирования проводился до этапа, когда длина металла (длина прутка), который вышел из матрицы, составляла 10% от максимальной длины, после чего формоизменение металла можно считать установившемся. При анализе полученных данных определяли максимальную силу прессования (рис. 5, 6), а также максимальную температуру металла в объеме металла (рис. 7, 8). Заготовкой № 9 на

указанных рисунках выбрано заготовку без какой-либо предварительной обработки, то есть – «как после разливки» (эталон).

Таблица 3.

Предварительные режимы прессования

Уровень и интервал варьирования факторов	Факторы варьирования		
	Начальная температура нагрева заготовки Тзаг, °С	Коэфф. вытяжки λ	Скорость прессования V мм/с
Нулевой уровень $X_i = 0$	375	16	5
Интервал варьирования	15	8	0
Верхний уровень $X_i = 1$	390	24	5
Нижний уровень $X_i = -1$	360	8	5
Кодированный фактор	X_1	X_2	X_3

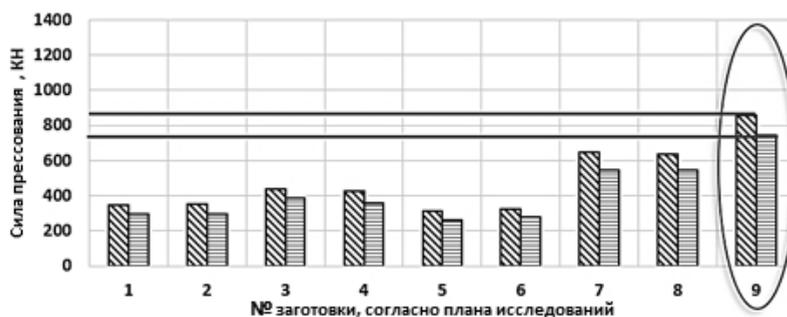


Рис. 5. Зависимость изменения максимальной (P_{max}) силы прессования при $l=8$

▨ – для условий $T_{заг}=360^{\circ}C$; ▤ – для условий $T_{заг}=390^{\circ}C$.

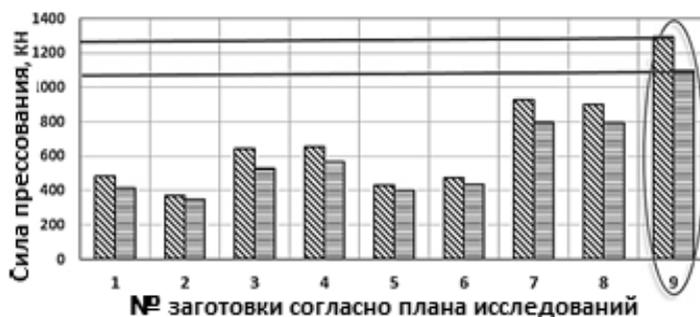


Рис. 6. Зависимость изменения максимальной (P_{max}) силы прессования при $l=24$

▨ – для условий $T_{заг}=360^{\circ}C$; ▤ – для условий $T_{заг}=390^{\circ}C$



Рис. 7. Зависимость изменения максимальной температуры прессования (T_{max}) при $l=8$

▨ – для условий $T_{zag}=360^{\circ}C$; ▨ – для условий $T_{zag}=390^{\circ}C$



Рис. 8. Зависимость изменения максимальной температуры прессования (T_{max}) при $l=24$

▨ – для условий $T_{zag}=360^{\circ}C$; ▨ – для условий $T_{zag}=390^{\circ}C$

Сравнительный анализ условий деформации, а именно максимальной силы и температуры, показывает, что, как и предполагалось, предыдущая деформационная обработка, которая выступает в виде гомогенизационной, приводит к улучшению условий деформирования. А именно:

- максимальная сила прессования снижается на 50÷70%, по сравнению с традиционной схемой прессования из литой заготовки;
- максимальная температура разогрева металла, в процессе сравнительного анализа, значительно не меняется, что говорит о незначимости влияния предварительной обработки.

Также, на всех этапах исследований максимальная температура металла не достигает критических величин и находится в диапазоне $T_{max} = 380\div 430^{\circ}C$, что должно приводить к максимальному эффекту упрочнения металла после деформации.

В результате проведенного исследования получены данные о влиянии выбранных факторов на максимальную силу прессования. Обработка данных позволила определить уравнение регрессии (3) для ее расчета в указанном диапазоне варьируемых факторов:

$$Y^{P(\max)} = 52,575 - 3,863X_1 + 2,14X_2 + 9,8X_3 + 2,1X_4. \quad (3)$$

На рисунке 9 приведен графический анализ изменения максимальной силы и максимальной температуры при прессовании прутков из выбранного сплава для наиболее распространенных технологических условий с учетом предшествующей гомогенизационной обработки заготовки.

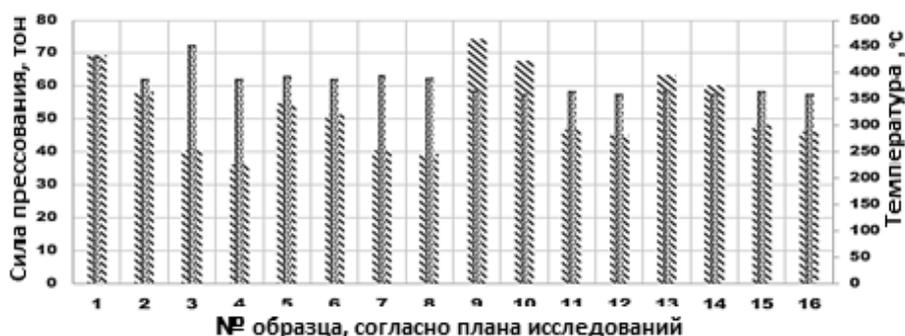


Рис. 9. Величины максимальной силы и температуры во время прессования (согласно табл. 3)

▨ — сила прессования; ▤ — температура образца

Как видно из приведенных данных, температурно-деформационные параметры прессования удовлетворяют заданным условиям на всем интервале варьируемых факторов.

Выводы

1. При анализе влияния выбранных факторов для исследований на максимальный и минимальный разогрев заготовки (T_{max} и T_{min}) при комплексном влиянии операций осадки и кузнечной вытяжки можно сделать следующие выводы:

- на величину T_{min} наибольшее влияние имеет X_1 (температура нагрева исходной заготовки). При этом все остальные показатели приводят к снижению указанной величины. Это можно оговорить тем, что величина зависит только от температуры начального нагрева заготовки.

2. В результате выполнения работы были построены регрессионные зависимости, которые позволяют не только качественно, но

и количественно оценить влияние параметров процесса осадки и протяжки, а также их совместное влияние на температурные показатели T_{max} и T_{min} .

3. Сравнительный анализ условий деформации, а именно максимальной силы и температуры, показывает, что, как и предполагалось, предшествующая деформационная обработка, которая выступает в виде гомогенизационной, приводит к улучшению условий деформирования. При этом максимальная сила прессования снижается на 50÷70%, по сравнению с традиционной схемой прессования из литой заготовки.

Литература

1. Елагин В.И.: Конструкционные наноструктурные сплавы на алюминиевой основе. Цветные металлы, 2009, № 6, с. 103÷111.
2. Davydov V.G., Yelagin V.I., Zakharov V.V.: Semiproducts from new perspective aluminium alloys with scandium additions, the structure, properties, applications. Proc. of Int. Conf. on Engineering and Technological Sciences 2000 (ICETS 2000), Advanced Materials, Vol. 2, Oct.11, 2000, Beijing, China, p. 1162÷1168.
3. Андреев В.В., Головкин О.М., Бондаренко О.В.: Дослідження граничних умов деформації сплаву системи Al-Mg-Sc. Металургическая и горнорудная промышленность, 2011, № 7 (272), с. 74÷78.
4. Приходько М.В., Андреев В.В., Леднянский О.Ф., Бондаренко О.В.: Дослідження впливу гомогенізації на структурні зміни в алюмінієвому сплаві Al-Mg-mn-Sc. Пластическая деформация металлов: сб. научн. трудов в 2-х томах, 2014, Т. 2, с. 237÷241.
5. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. Наука, 1976.
6. Bouchard P.O., Laurent T., Tollier L: Numerical modeling of self-pierce riveting – from riveting process modeling down to structural analysis. Journal of Material Processing Technology, 2008, Vol. 202, № 1–3, p. 290÷300.

NEW EFFECTS OF USE OF THE ANTI-BENDING SYSTEM OF WORK ROLLS DURING THIN-SHEET ROLLING

НОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИМЕНЕНИЯ ПРОТИВОИЗГИБОВ РАБОЧИХ ВАЛКОВ ПРИ ТОНКОЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ

*Belsky S.M. *, Mazur I.P. *, Lezhnev S.N. **, Panin E.A. ***

*Russia, Lipetsk, Lipetsk State Technical University, **Kazakhstan, Temirtau, Karaganda State Industrial University

Abstract

The method of managing of strip width during thin-sheet rolling was proposed, based on the change of anti-bending. It is shown that the decrease of the anti-bending leads to decrease of tightening and strip width. Conversely, increasing the efforts of the anti-bending leads to increase of tightening and reduction of strip width.

Introduction

The devices of the anti-bending of the work rolls in the stands of the hot strip rolling mills have long been successfully used for regulating the flatness of rolled strips. Changing the shape of roll gap by means of devices of the anti-bending of the work rolls, it can be redistributed the stretching through the width of the strip, thereby regulating its flatness. The apparent simplicity of the idea realization of anti-bending systems of the work rolls gave a wide scope for creativity, which is reflected in a significant number of developments [1÷3].

Researchers of sheet rolling noticed that the unevenness of residual stresses in the strip after rolling is less than calculated under the assumption of a flat scheme of deformation. This phenomenon is caused by the mechanisms of self-regulation, one of which is associated with transverse displacement of the metal in the zone of plastic deformation [4÷7].

1. Investigation

Using the devices of the anti-bending of the work rolls it is possible to create the conditions under which transverse displacements of the metal in the deformation zone are intensified [8]. During the rotation of the work roll around the axis, its active forming experiences linear strain acting on the contact surface “metal-roll” (Fig. 1). For example, when rolling of a strip with a lenticular cross-section, the conditions for transverse displacement of metal from the middle to the edges occur (of the plots with a smaller stretching to areas with larger exhaust). The active forms of the work roll in contact with the metal are compressed, i.e. the horizontal component of velocity of the active generatrix of the roll impedes the transverse flow of the metal.

On the output stress in the strip $\Delta\sigma_{out}$ the additional stress $\Delta\sigma_{add}$ is imposed due to the compression of the active generatrix of the roll (Fig. 1A).

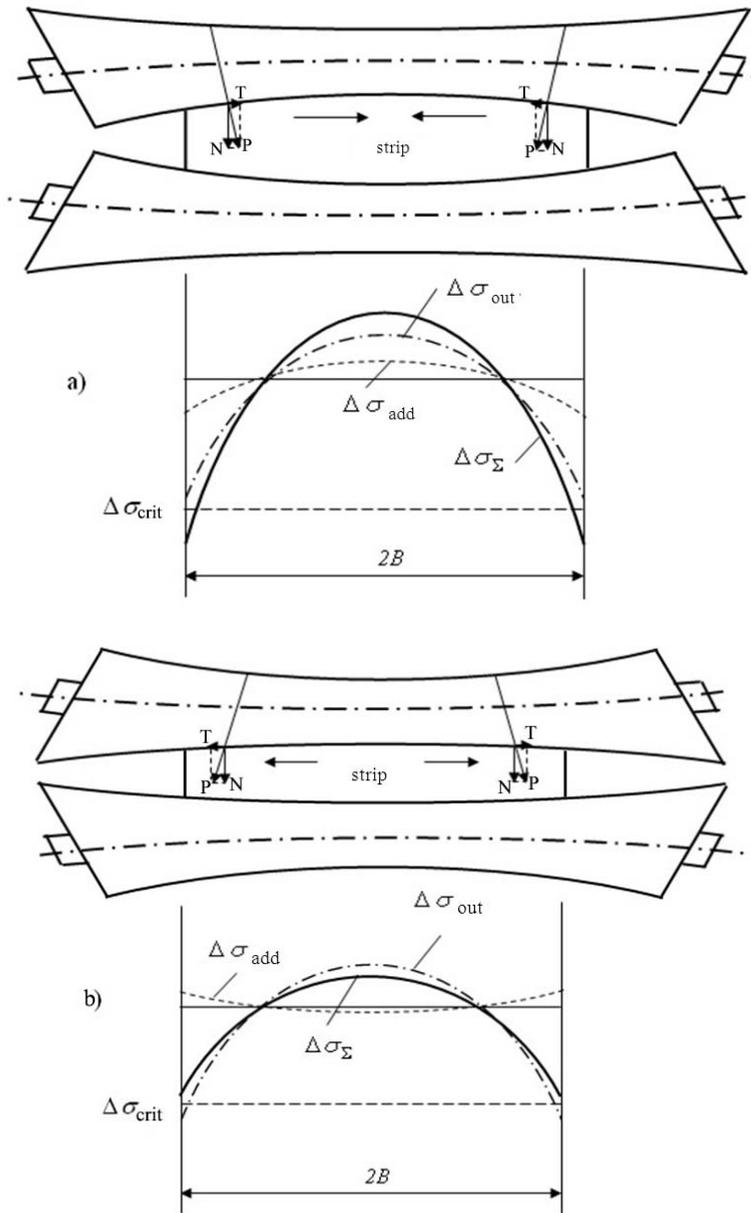


Fig. 1. Bending of rolls and the stress distribution across the width of the strip:
a) efforts of the anti-bending do not provide turning of axes of the work rolls by the bulges to each other; b) efforts of the anti-bending provide turning of axes of the work rolls by the bulges to each other

With the efforts of the anti-bending, ensuring the circulation of the curved axes of the work rolls by bulges to each other (Fig. 1B), the horizontal component of velocity contributes to forming active cross over metal, and, as a consequence, reduced friction losses. The output stress $\Delta\sigma_{out}$ in this case decreases by the amount calculated in accordance with the following expression:

$$\Delta\sigma_{add}(y) = Er \left[1 - \frac{KB \operatorname{ch}(Ky)}{\operatorname{sh}(KB)} \right], \quad (1)$$

where: $K^2 = \frac{16\mu h\tau_s}{h_c \Delta h \ell E}$; $h_c = \frac{H+h}{2}$; $r = \frac{h_c \Delta h S}{2hB^2}$; E – the modulus of elasticity of the strip material; B – the half-width of strip; H, h – the thickness of the strip on the entrance and exit of the deformation zone; ℓ – the length of the deformation zone; μ – the friction coefficient; τ_s – yield strength of shear; Δh – absolute compression; S – the deflection of the working roll in the area of width; sh, ch - hyperbolic functions of sine and cosine.

As the process of widening in the hot rolling strip in a continuous group depends on the interstand tensions and the associated boundary effects, and influence of the efforts of the anti-bending of the work rolls on their distribution across the width of the strip, so the width of the strip on the exit side of a finishing group is always less than the input, i.e. in the finishing group there is always the pucker of the strip. It has been simulated in program DEFORM and considered the edge effect of widening in the hot rolling, which is the following [9]: if to the rolled strip at a distance from the deformation zone to apply the uniformly distributed tension, the distribution of tensile stresses at the entrance to the deformation zone will be uneven (Fig. 2a). In addition, in the marginal parts of the strip at the entrance to the deformation zone the lateral forces appear directed to the center of the strip (Fig. 2b).

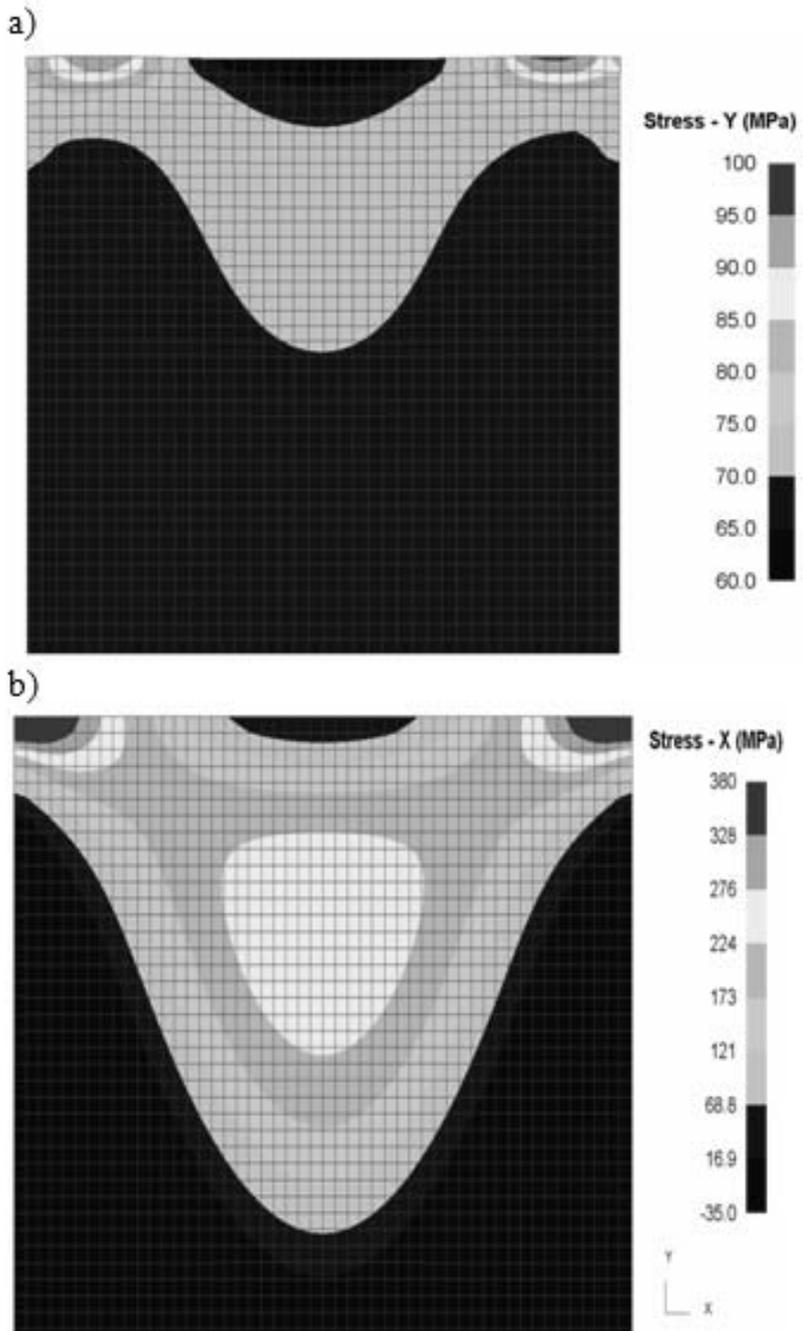


Fig. 2. The distribution of stresses: a) tensile; b) compressive

Conclusion

Thus, redistributing tensile stresses across the width of the strip at the entrance to the deformation zone by means of devices of the anti-bending of the work rolls, it is possible to change the value of the stretching of the strip in the finishing group of stands in continuous broadband hot rolling mill. For example, if measured on the exit side of a finishing strip width is less than specified, reducing the efforts of counter-bending and, consequently, increasing the stretching the marginal areas of the strip reach that tensile stresses in the marginal areas are shrinking, and the tightening band is reduced, and the bandwidth increases, and vice-versa.

References

1. Железнов Ю.Д.: Прокатка ровных листов и полос. М.: Metallurgy, 1971.
2. Бейнфест Б.Я., Рокотян С.Е.: Развитие конструкций листовых станов для прокатки полосы точного профиля в СССР и за рубежом. НИИИНФОРМТЯЖМАШ (металлургическое оборудование), 1976, № 1-76-30.
3. Целиков А.И., Меерович И.М., Рокотян С.Е.: Совмещенное регулирование продольной и поперечной разнотолщинности полосы. Сталь, 1969, № 12, с. 1103÷1108.
4. O'Connor, H.W., Weinstein A.S.: Pap. ASME, 1971.
5. Bernsmann G.P.: Lateral Material Flow During Cold Rolling of Strip. Iron and Steel Engineer, 1972, Vol. 49, № 3, p. 67÷71.
6. Григорян Г.Г., Коцарь С.Л., Железнов Ю.Д.: Учет схемы деформации при анализе формообразования в процессе листовой прокатки. Известия вузов, Черная металлургия, 1976, № 7, с. 88÷92.
7. Бельский С.М., Коцарь С.Л., Поляков Б.А.: Расчёт распределения усилия прокатки по ширине полосы и остаточных напряжений в полосе вариационным методом. Известия вузов, Чёрная металлургия, 1990, № 10, с. 32÷34.
8. А.с. 1761314 SU, МКИ В 21 В 27/02. Способ прокатки полос: С.Л. Коцарь, Б.А. Поляков, С.М. Бельский, В.А. Третьяков, № 4879326/27; заявл. 31.10.90; опубл. 15.09.92. Бюл. № 34, с. 6.
9. Бельский С.М., Мухин Ю.А., Мазур И.П.: Теоретический анализ влияния натяжений на уширение металла при тонколистовой прокатке. Производство проката, 2008, № 11, с. 13÷18.

FORECASTING AND REDUCTION OF THE ROLLING TOOL WEAR DURING CONTINUOUS ROLLING OF ROUGH TUBES

Bobarikin Yu.L., Radkin Ya.

Sukhoi State Technical University of Gomel, Technological Faculty, Metallurgy and Materials Processing Technologies Department.

Abstract

An adequate numerical model of elongating process on a three roll continuous mill was built. The model allows determining values of stresses, deformations and temperatures in the deformation zone of the billet, qualitative and quantitative characteristics of tool wear and power variables of the process. The value of mill rolls and the mandrel wear during the elongating of a shell for obtaining the tube profile of 168.3×4.5 mm

One of the main purposes of the tube industry is to reduce production costs while ensuring the high quality of the products.

The production of tubes on tube-rolling mills with continuous mills has been developed most. This production is highly productive and economical.

The most important stage in the hot rolling of tubes is the elongating of a shell into a rough tube. The deformation of the shell during continuous elongating process takes place in successively placed calibers between a moving mandrel and mill rolls (Fig.1).

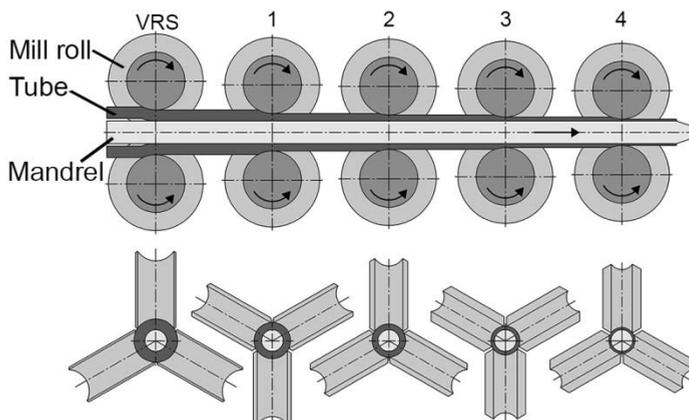


Fig. 1. The scheme of a billet elongating process on a three roll continuous mill

The quality of a finished seamless hot-rolled tube depends on the quality of a rough tube. The quality of the rough tube primarily depends on the quality

of a rolling tool and technological modes of rolling. In case of the absence of a constant control over the condition of the mill rolls and mandrels, defects can appear on the surface of the tube (Fig. 2). If the tool is worn out significantly, the profile of the finished tube will not match the required geometric dimensions.

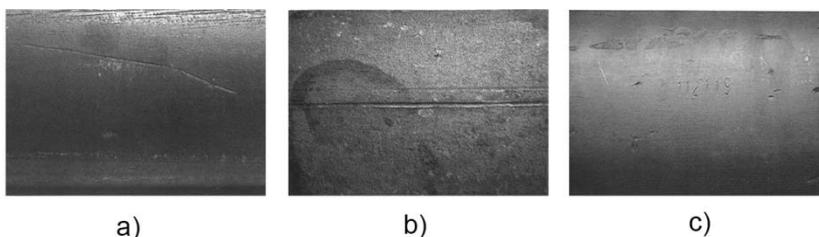


Fig. 2. Defects of a tube surface resulting from the use of a worn tool:
a) cut; b) grooves; c) dents

The tool's durability to wear is determined by the conditions of its operation, because during operation rolls and the mandrel are subject to a cyclic influence of thermal and mechanical loads. But the value of wear is not forecasted. Therefore, the calculated determination of the wear value of the surface of rolls and the mandrel during continuous elongating process on a three-roll continuous mill is still urgent.

The work purpose is determination of the wear value of the surface of rolls and the mandrel during continuous elongating process on a three roll continuous mill.

The numerical simulation method was chosen to solve the problem. An adequate numerical model of elongating process on a three roll continuous mill for obtaining of a tube profile of 168.3×4.5 mm from steel 20 was made on the basis of a software package called Abaqus [1]. The rolling mill consists of one drafting stand of tubular billets and a group of four rolling stands working with a moving mandrel (Fig. 1). All stands have three mill rolls each.

Parameters from the table of the rolling and setting of the mill of actual production were used as the initial data for creating the model.

The model allows to determine the values of stresses, deformations and temperature parameters in the deformation zone, as well as the force parameters acting on the tool. This model makes it possible to determine the value of wear and expected locations of wear of mill rolls and the mandrel [1].

The adequacy of the numerical model is proved by comparing the calculated and actual values of force and geometric parameters of the rolling (Table 1).

Table 1.

Comparison of actual and calculated parameters of the elongating process

Compared parameters	Actual values	Calculated values	
Rough tube diameter, mm	184.3	184.7	
Wall thickness of the rough tube, mm	4.38	4.3	
Speed of the shell at the output, m/s	4	3.97	
Force acting on stands, kN	VRS	97	106
	1	2004	2031
	2	1608	1593
	3	387	402
	4	29	44

The analysis of the wear of surfaces of calibers of mill rolls and mandrels was made. On the surface of the roll caliber there is a maximum wear that is located along the bottom of the caliber and symmetrically diverges at an angle in directions from the center of the roll (Fig. 3a, b). There is the wear on the surface of the mandrel in the form of longitudinal cavities along the entire surface (Fig. 3c, d).

Simulation of the wear of a rolling tool is a complex task, which requires taking into account the influence on it of a large number of factors.

The Archard wear model was used for the simulation of the wear of the rolling tool [2]:

$$W = \int \frac{K}{H} \cdot P \cdot |V_{rel}| dt . \quad (1)$$

where: W – wear, mm; H – hardness of the material of a rolling tool, HB; P – contact pressure, MPa; K – wear coefficient (the value obtained on the basis of experiments and depending on the material of a tool, lubrication and temperature); V_{rel} – relative velocity, m/s;

The wear pattern obtained as a result of numerical simulation corresponds to the distribution of wear on the surface of the caliber of an actual mill roll and on the surface of the mandrel (Fig. 3) for 348 rolling cycles that represents the rolling processing of 100,5 tons of rough tubes.

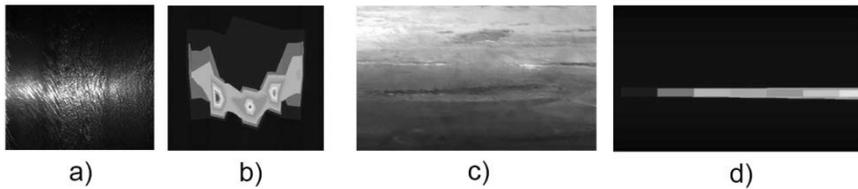


Fig. 3. The simulation of mill rolls wear:

a) mill roll wear; b) result of the simulation of a mill roll wear; c) mandrel wear; d) result of the simulation of a mandrel wear

The calculated values of wear, obtained as a result of the simulation, are presented on the Fig. 4.

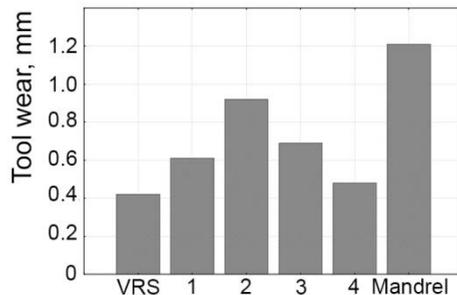


Fig. 4. Results of the simulation of a rolling tool wear per 100 tons of rough tubes

As a result of the research an adequate numerical model of the continuous elongating process of rough tubes from shells was made. The function, that allows to predict the wear of mill rolls and mandrels during the elongating process, is determined for the model. The wear of mill rolls and the mandrel during the elongating process of a tube profile 168.3×4.5 mm, which corresponds to an actual wear, was determined on the basis of the model. This model allows to predict the value of wear of rolls and mandrels. And it, in turn, gives the opportunity to make adjustments to the technological process of tubes production in order to reduce the wear of the tool.

References

1. Bobarikin Yu.L., Rad'kin Ya.I.: Adekvatnaya chislennaya model' processa ras-katki gil'z na tryohvakovom nepreryvnom stane i vybor metoda ocenki iznosa instrumenta. Sovremennyye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: Sb. nauchnyh trudov. V 3 kn. Kn. 3. Obrabotka metallov davleniem, Red. kollegiya: S.A. Astapchik (gl.red.) [i dr.], Minsk: FTI NAN Belarusi 2016.
2. Archard J.F.: Contact and rubbing of flat surfaces. J. Appl. Phys., 1953, Vol. 24, № 8, p. 981÷988.

EFFECT OF DEFORMATION PARAMETERS OF STEEL CORD BEFORE LAPPING ON STRAIGHTNESS

Bobarikin Yu.L., Martyanov Yu.V., Vedenev A.V.

Republic of Belarus, GSTU n. a. P. O. Sukhoi, Technological Faculty,
Department of Metallurgy and Material Forming Technologies

Abstract

Deviation from the straightness of steel cord is important problem in industry. Additional deformation devices is used to increase level of straightness of steel cord. Bending cord before lapping takes effect to stresses in wires and to axial shifts of wires in the steel cord construction.

To reduce the deviation from straightness of steel cord during its exposure to the receiver reels are used additional deforming device (deformers), installed in the cable cars to the lapping of steel cord on the spool [1].

Object of the papers is determine the effect of deformation parameters of steel cord on the straightness of the steel cord before lapping. The parameters of steel cord strain at the receiving reel before lapping are the diameter of the deforming rollers (ROD), the stresses generated in the steel cord while bending and axial shifts of wires in the steel cord construction.

The simplest warp consists of one guide roller and a deforming roller, which is called a reverse deformation roller (ROD). The scheme of a simple deformer is presented in Figure 1.

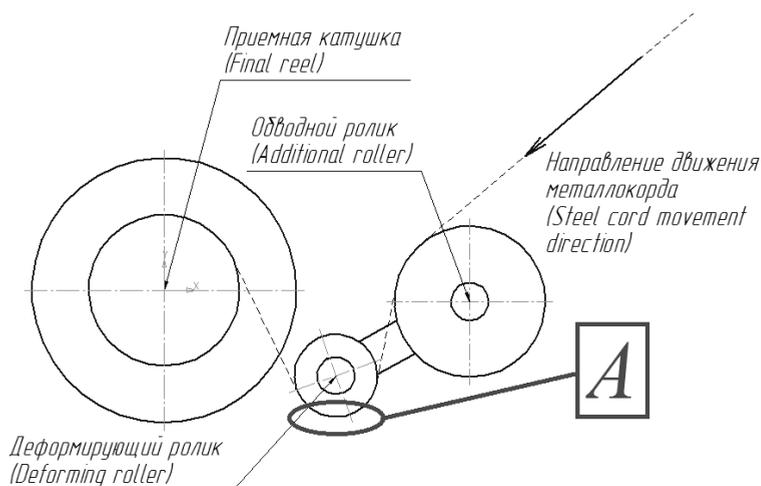


Fig. 1. Schematic diagram of a simple deformer: A - reverse bending steel cord area

The model represents the area (marked as “A”) of studying and constructing of a computer model which is shown in Figure 1. The method of computer simulation of steel cord bending process on a deforming roller was used to reach the main aim of the research. The selected area presented in Figure 2 was designed in the computer model.

The model represents a steel cord $2 \times 0.30\text{HT}$ that bends on a deforming roller. The tension of a steel cord and a wire deformation degree were taken into consideration in the process of twisting according to the technological map.

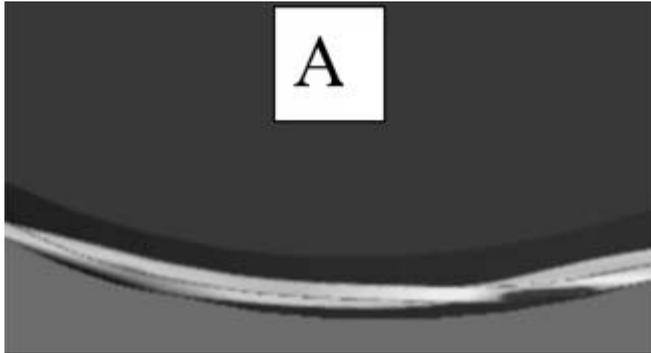


Fig. 2. Detail of the steel cord $2 \times 0.30\text{HT}$ on deforming roller in the computer model

The optimum diameter of the deforming rollers ensures the minimal deviation from the straightness of the steel cord after twisting [2].

As a parameter of searching the optimal diameter of the deforming roller the following statement was accepted: the optimal diameter of the deforming rollers should ensure the maximum stability of the axial displacements of the wires together with the maximum stability of elastic stresses in the structure of steel cord wires while bending on the ROD. The stability of axial shifts ensures the maximum uniformity of the contact interactions between the wires in the steel cord. High uniformity of contact interactions in a steel cord contributes to reduce the level of relaxation of residual stresses and residual strains that cause deviations from straightness of the steel cord. Therefore, ensuring of the uniformity of contact interactions between the wires in the steel cord reduces the amount of deviation from straightness of the steel cord [3].

Axial displacement of the wires in the steel cord structure is shown in Figure 3.

The offset contact points of wires in the structure in the axial direction (Δ) shows an example of one track of pitch of steel cord.

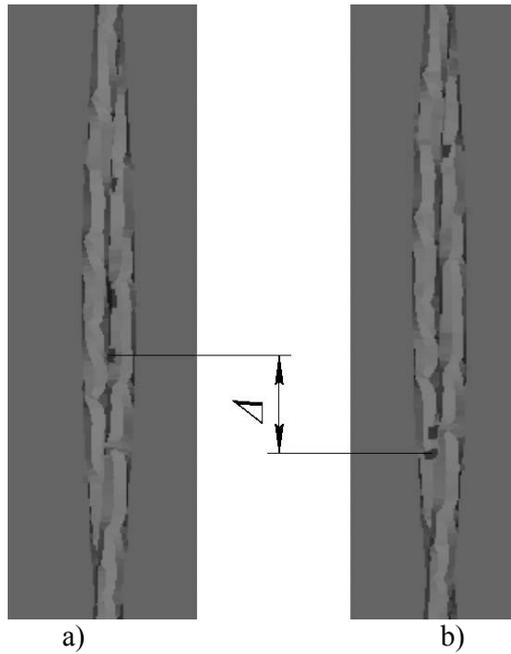


Fig. 3. Axial displacement of the wires in the steel cord construction at one site: a) before the bending roller; b) after bending

After the simulation process the data of bending stresses and axial displacement of the wires in the steel cord was got. The relative difference in the values of the stress and the axial shift between the current value and the previous one were calculated by the formulas:

$$\varepsilon\sigma_i = \frac{\sigma_i - \sigma_{i-1}}{\sigma_{i-1}} \cdot 100\% , \quad (1)$$

$$\varepsilon\Delta_i = \frac{\Delta_i - \Delta_{i-1}}{\Delta_{i-1}} \cdot 100\% , \quad (2)$$

where: σ_i – bending stress, MPa;

Δ_i – axial shear, mm.

The criterion for selecting the optimum roller is the following condition:

$$\begin{cases} \varepsilon\sigma_i \rightarrow 0 \\ \varepsilon\Delta_i \rightarrow 0 . \end{cases} \quad (3)$$

Equation (3) in the vector representation has the following form:

$$\begin{cases} \varepsilon \bar{\sigma}_i \rightarrow 0 \\ \varepsilon \bar{\Delta}_i \rightarrow 0. \end{cases} \quad (4)$$

The sum of a finite number of small quantities equals a small quantity:

$$\varepsilon \bar{\sigma}_i + \varepsilon \bar{\Delta}_i \rightarrow 0. \quad (5)$$

The scalar value of the sum (5) is:

$$Sg_i = \sqrt{\varepsilon \bar{\sigma}_i^2 + \varepsilon \bar{\Delta}_i^2} \rightarrow 0, \quad (6)$$

where: Sg_i is the scalar value of the sum of the relative changes of the stresses and displacements.

Therefore, we can assume that the polynomial approximating functions $Sg(R)$ at the point of optimal diameter ROD must take extreme minimum values:

$$Sg(R) \rightarrow \min. \quad (7)$$

Following the rule (7) provides a stable mode of macro shifting steel cord construction and uniforms the displacement contact points. The stability of the process of contact changes between the wires and changes in stress, arising from the bending, is increased. The offset the contact points of contact and interaction depends on the axial displacement of the wires in the steel cord during bending.

The values of shifts and axial stresses during bending roller to different diameters on the example $2 \times 0,30HT$ steel cord obtained from the computer model are shown in Table 1.

The resulting stresses are in the elastic range of deformation, i.e. missing plastic deformation of the metal, and mechanical properties of the metal wires are not changed.

The values of Sg for steel cord $2 \times 0.30HT$ in depending on the diameter of the ROD graphically presented in Figure 4.

The recommended diameter of the deforming roller is range from 43 to 44 mm.

After theoretical studies, laboratory tests of the deviation from straightness of steel cord construction $2 \times 0.30HT$ using deformers with the recommended diameter of the ROD have been done.

The obtained values of deviation from straightness by using the steel cord deformer are shown in Table 2.

Table 1.

The bending stress and axial displacement for steel cord 2×0.30HT

The diameter of the deforming roller mm	Stress MPa σ ,	Axialshift Δ , mm	$\varepsilon\sigma$,%	$\varepsilon\Delta$,%	Sg
10	284.5	0.989			
20	267	0.859	6.15	13.14	14.51
30	272	0.701	1.87	18.39	18.49
40	299	0.676	9.93	3.57	10.55
42.5	304	0.658	1.67	2.66	3.14
45	302	0.63	0.66	4.26	4.31
47.5	267	0.585	11.59	7.14	13.61
50	254	0.533	4.87	8.89	10.14
60	230	0.45	9.45	15.57	18.21

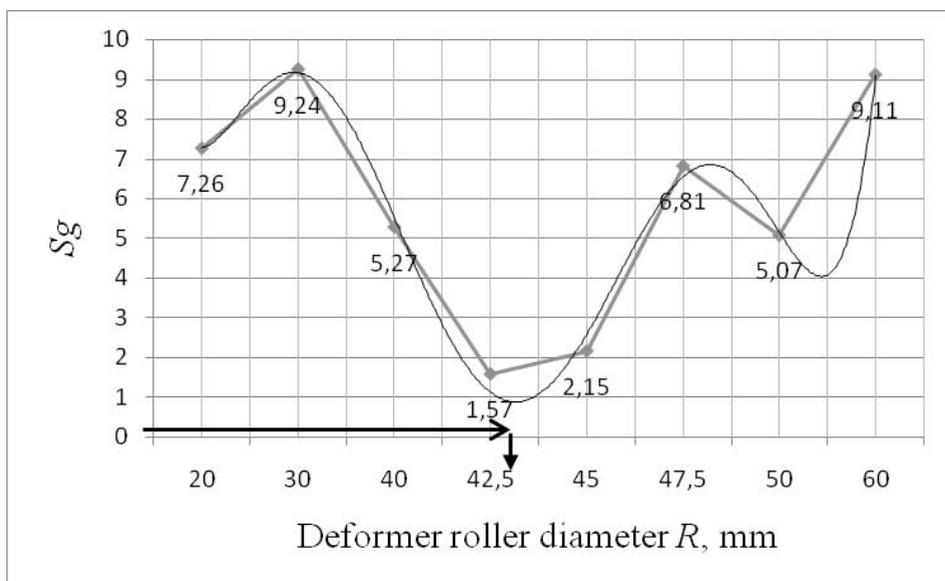
Fig. 4. Graph of the value S_g in depending on diameter of the deforming rollers (ROD)

Table 2.

Results of deviation from straightness of steel cord 2×0.30HT using deformers with a diameter of 44 mm ROD.

Time after the experience	Sample number	Deviation from straightness of steel cord, mm	
		without deformers	with deformers
0 days	1	85	50
	2	105	45
	3	95	60
	avg	95.0	51.7
1 day	1	100	60
	2	120	65
	3	110	65
	avg	110.0	63.3
3 days	1	90	60
	2	85	65
	3	95	65
	avg	90.0	63.3
6 days	1	90	60
	2	85	65
	3	90	65
	avg	88.3	63.3
10 days	1	85	65
	2	85	65
	3	90	60
	avg	86.7	63.3
14 days	1	95	65
	2	95	65
	3	90	65
	avg	93.3	65.0

Deformers, equipped with a variety of deforming rollers have been tested in industrial. The diameters of the deforming rollers for the experiment were chosen in random mode. In industrial production tests of steel cord 2×0.30HT used the deforming roller with diameter 44 mm, which is approximately equal to the recommended diameter. Results of experiment on deviation from straightness in

the production of steel cord 2×0.30HT with using deformers equipped deforming rollers with different diameters, are shown in Table 3.

Table 3.

ROD diameter, mm	The average deviation from straightness, mm			
	0 days	1 day	3 days	7 days
44	31.7	50	60	63.3
46	34.2	55	60	65
50	34	57	60	64
52	35	58	60	66
55	36	59	60	72

The data in Table 3 are presented graphically in Figure 5.

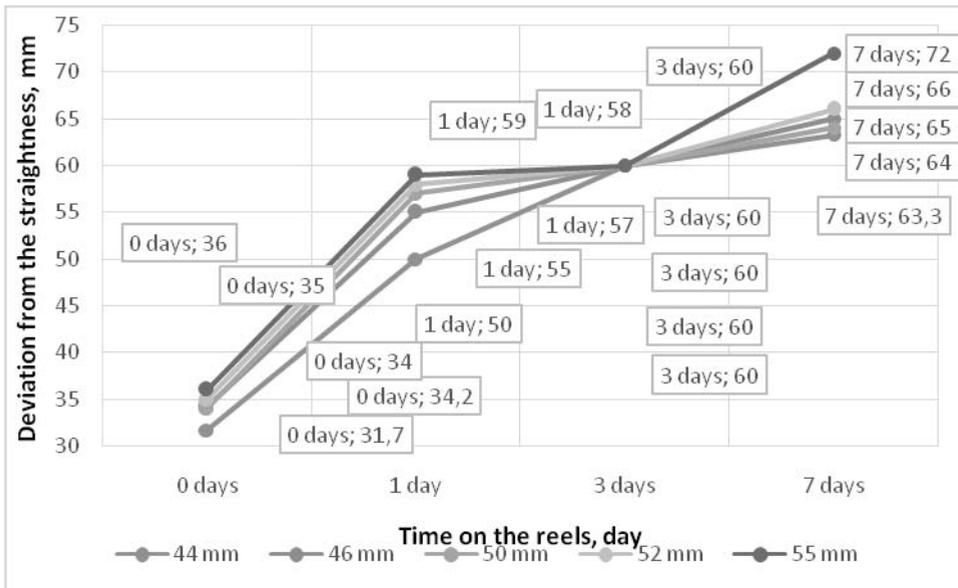


Fig. 5. Graph of deviation from straightness 2×0.30HT steel cord in dependence on the diameter of the deforming rollers (ROD)

Figure 5 shows that the most preferred roller have a diameter of 44 mm. These data are consistent with the results of computer simulation. It follows that the results of a computer model adequately describes the process of bending the steel cord on deforming roller.

To test the adequacy of the methods and models also compares the values of deviation from straightness 2×0.30HT steel cord during its production in

industrial conditions using the recommended diameter of the deforming rollers and without using deformers.

The obtained data are presented in Table 4.

Table 4.

Deviations from straightness of steel cord 2×0.30HT using the deforming roller with recommended diameter 44 mm and without using deformers

Time on the reel, day	The average deviation from straightness of steel cord, mm	
	without deforming roller	using deforming roller
0	85	51.7
1	90	63
3	89.3	63
6	88.3	63
10	86.7	63
14	93.3	65

The difference between the values of deviation from straightness 2×0,30HT steel cord with industrial tests of ROD 44 mm because of the difference in lapping steel cord at the receiving reel.

Using the recommended deforming roller diameter of 44 mm reduces the deviation from straightness of steel cord 2×0.30HT an average of 30.6% as compared to the technology of the production of steel cord without using deformers.

According to data obtained as a result of simulation of bending steel cord on a deforming roller with different diameter and from laboratory and industrial tests it can be concluded that the diameter of the deforming roller (ROD) influences on steel cord straightness after stranding. It is confirmed that the value of the deforming roller diameter influences on the level of stress in the wires of the steel cord structure during bending and on the value of axial shifts in the wires of steel cord structure. To reduce the deviation from straightness of steel cord is necessary to ensure stable mode in the axial macroshifts of steel cord structure, uniform displacements of the wires contact points in the structure, stability stresses changes that occur during bending.

List of sources

1. Бобарикин Ю.Л., Авсейков С.В., Мартьянов Ю.В., Веденеев А.В.: Определение диаметра ролика обратной деформации для канатной машины в узле намота металлокорда, ISSN 2076-2151. Обработка материалов давлением, 2015, № 1 (40), с. 146÷150.
2. Бобарикин Ю.Л., Авсейков С.В., Мартьянов Ю.В.: Определение диаметра ролика обратной деформации для канатной машины в узле намота металлокорда. Исследования и разработки в области машиностроения, энергетики и управления: материалы XV Междунар. Науч.-техн. Конф. Студентов, аспирантов и молодых ученых, Гомель, 23-24 апр. 2015 г. М-во образования Респ. Беларусь, Гомел. Гос. Техн. Ун-т им. П.О. Сухого: под общ. Ред. А.А. Бойко. Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого. 2015.
3. Бобарикин, Ю.Л., Мартьянов Ю.В.: Влияние диаметра деформирующего ролика на макроремещения в металлокорде. Современные проблемы машиноведения: тез. Докл. XI Междунар. Науч.-техн. Конф. (науч чтения, посвящ. П.О. Сухому), Гомель, 20–21 окт. 2016г. М-во образования Респ. Беларусь, ГГТУ им. П.О. Сухого, филиал ПАО «Компания «Сухой» ОКБ «Сухого»; под общ. Ред. С.И. Тимошина. Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2016, с. 117÷118.

**РАЗВИТИЕ МЕТОДА РАСЧЕТА РАЦИОНАЛЬНОГО РЕЖИМА
ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПИЛЬГЕРНОЙ ПРОКАТКЕ
КОТЕЛЬНЫХ ТРУБ С УЧЕТОМ НЕСИММЕТРИЧНОСТИ
ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ МЕТАЛЛА**

***DEVELOPMENT OF METHOD FOR CALCULATION OF RATIONAL
DEFORMATION MODE DURING COLD PILGER ROLLING OF BOILER
TUBES WITH ALLOWANCE FOR ASYMMETRY OF METAL
DEFORMATION***

Бобух А.С.*, Дуја Н.**, Фролов Я.В.*

*НМетАУ, факультет материаловедения и обработки металлов, Кафедра обработки металлов давлением им. акад. А. П. Чекмарева, **Czestochowa University of Technology

Abstract

This work focuses on the research into cold pilger rolling of boiler tubes from stabilized austenitic stainless steels and development of the method for calculation of the deformation mode with allowance for metal deformation asymmetry.

Вступление

В энергетических установках широко используются бесшовные трубы из коррозионностойких сталей аустенитного класса (321Н, 347Н и других по стандарту ASTM A213), которые имеют повышенное содержание углерода и легированы стабилизирующими элементами. После холодной пильгерной прокатки для таких труб применяется двухступенчатая термическая обработка. На первом ее этапе осуществляется нагрев до температуры около 1100°C и охлаждение с максимальной скоростью с целью предотвращения выпадения карбидов хрома. Второй этап – стабилизационная термическая обработка при температурах 850÷950°C в течение 1,5÷4 часов с последующим свободным охлаждением. Такая термическая обработка приводит к тому, что трубы находятся значительное время при температуре рекристаллизации. Это создает условия для чрезмерного и неравномерного роста зерен металла, что обусловлено, в частности, параметрами режима деформации при начальном прессовании и последующей холодной пильгерной прокатке.

Существующие технологии производства котельных труб предусматривают получение заготовки для холодной деформации труб путем горячего прессования. Известно, что для процессов горячего прессования характерна значительная разнородность (что достигает 6÷7

баллов), которая ухудшает свойства готовых холоднодеформированных труб. Режимы термической обработки в существующих технологиях производства труб не всегда способны исправить разнородность структуры, как после горячего прессования, так и после холодной пильгерной прокатки. Они не учитывают влияния на упрочнение металла различных соотношений обжатий по диаметру и толщине стенки, что при одинаковом значении суммарной деформации изменяет напряженное состояние металла во время холодной пильгерной прокатки. Распределение частных деформаций по длине рабочего конуса, а также соотношение деформаций по диаметру и толщине стенки создают в металле напряженное состояние, которое влияет на размеры и ориентацию зерен и конечные свойства готовых труб.

В процессе холодной пильгерной прокатки рабочий конус поворачивается на угол, который обычно равен одному радиану. Вследствие этого нарушается симметрия очага деформации в поперечном сечении, металл получает различные степени деформации в каждом мгновенном очаге деформации, что также влияет на напряженное состояние металла. Анализ влияния несимметричности очага деформации в поперечном сечении на свойства металла в известных работах уделено недостаточно внимания.

Известные методы расчета режимов деформации при холодной пильгерной прокатке для определения напряженного состояния металла используют только текущие значения конусности ручья калибров и оправки и не учитывают влияния изменения обжатий по диаметру и толщине стенки трубы.

Несимметричность зоны деформации обуславливает различные по значениям и величинам обжатия. Это приводит к немонотонности изменения напряжений в поперечном сечении, что, в свою очередь, может влиять на механические свойства труб в поперечном (тангенциальном) направлении.

1. Постановка задачи

В работе поставлена цель проанализировать влияние несимметричности очага деформации в процессе холодной пильгерной прокатки при производстве труб из котельных марок сталей аустенитного класса. Несимметричность очага деформации наводится поворотом конуса прокатки на угол, который обычно равен одному радиану.

Для дальнейшего решения задачи создана математическая модель процесса холодной пильгерной прокатки. Полученные данные позволили определить комплексный показатель режима деформации для процесса холодной пильгерной прокатки. На базе приведенных данных получил дальнейшее развитие метод расчета режима деформации при холодной пильгерной прокатке с регламентированными соотношениями деформаций

по диаметру и толщине стенки, а также значениями предложенного комплексного показателя режима деформации по длине рабочего конуса.

2. Анализ

Основы теории холодной пильгерной прокатки труб (ХПТ) были заложены П.Т. Емельяненко. На основании аналитических моделей процесса Я.Е. Осада, А.А. Семенов, П.К. Тетерин, Н. Stinnertz, Ю.Ф. Шевакин и др. развили научные представления о режимах деформации при холодной пильгерной прокатке труб. В методах расчета режимов деформации процесс прокатки представлен как прохождение металла через последовательность мгновенных зон деформации, каждая из которых характеризуется определенными параметрами, в частности, суммарной деформацией, соотношением обжатий по диаметру и толщине стенки. Это, с учетом поворота рабочего конуса после каждого движения клетки, обеспечивает изменение знака деформации. В процессе циклической знакопеременной деформации происходит перераспределение дислокаций в субмикрорегионах изменением их плотности. Повышается подвижность дислокаций, что вызывает меньшее упрочнение и, соответственно, меньшее снижение уровня пластичности [1].

Амплитудой и частотой знакопеременной составляющей деформации, вызванной продольным, поперечным и радиальным течением металла в каждом мгновенном очаге деформации (МОД), можно варьировать, изменяя поперечный профиль ручья, дробность (частоту) деформации и соотношение обжатий по диаметру и толщине стенки.

В настоящее время в промышленности чаще всего применяются (как для труб обычного назначения, так и для котельных) режимы деформации двух типов: первый, основанный на принципе постоянства значений вертикальной составляющей силы прокатки по длине рабочего конуса, и второй, который предполагает постоянство соотношения обжатий по диаметру и толщине стенки вдоль рабочего конуса.

К недостаткам таких режимов производства котельных труб можно отнести отсутствие учета напряженного состояния металла, а также отсутствие рекомендаций по выбору соотношений деформаций по диаметру и толщине стенки в мгновенном очаге деформации.

Исследования в этой области стали возможными с развитием компьютерного моделирования процесса холодной пильгерной прокатки с помощью метода конечных элементов. Использование этого метода позволяет исследовать напряженно-деформированное состояние металла, энергосиловые параметры процесса, упругую деформацию элементов конструкции прокатного стана и геометрические параметры зоны деформации непосредственно во время моделирования.

Таким образом, анализ состояния науки и техники показал, что приобретает актуальность научно-техническая задача совершенствования метода расчета режимов деформации для холодной пильгерной прокатки

котельных труб из аустенитных марок сталей с повышенным содержанием углерода, который учитывал бы регламентированное распределение напряженного состояния металла по длине рабочего конуса и несимметричность поперечного сечения зоны деформации, которая обусловлена кинематикой холодной пильгерной прокатки.

Для моделирования процесса ХПТ были выбраны маршруты с одинаковой степенью суммарной деформации и с разным соотношением деформаций по диаметру и толщине стенки (таблица 1).

Таблица 1.

Исследованные маршруты прокатки

№ маршрута	Размеры трубы-заготовки (D×t), мм	Размеры трубы после прокатки (D×t), мм	Суммарная степень деформации(ϵ_{Σ}), %	Степень деформации по диаметру(ϵ_D), %	Степень деформации по толщине стенки (ϵ_t), %
1	63×5,0	25×4,25	69	60,3	15,0
2		30×3,3		52,4	34,0
3		45×2,05		28,6	59,0

Такой выбор маршрутов прокатки позволяет оценить влияние соотношения деформаций по диаметру и толщине стенки на распределение напряжений в очаге деформации [2].

Исходные условия для моделирования: марка стали TP 321H; стан – ХПТ 55; число двойных ходов в минуту – 80; начальная температура деформации – 20°C; коэффициент трения – 0,15; величина подачи – 7 мм, угол поворота 1 рад ($\approx 57^\circ$). Для каждого из выбранных маршрутов прокатки, основываясь на принципе пропорциональности обжатий, были построены компьютерные модели деформирующего инструмента с соответствующими геометрическими параметрами. При моделировании принимались следующие допущения:

- охлаждение рабочего конуса осуществляется равномерно по всей длине;
- трение на валках и оправке принималось одинаковым;
- условия теплообмена между металлом с валками и оправкой принимались одинаковыми и постоянными по длине рабочего конуса.

На рисунке 1 изображена схема процесса холодной пильгерной прокатки, которая разработана для моделирования этого процесса в программном продукте (ПП) FORGE 3D®.

Для оценки достоверности полученных в результате моделирования данных проводилось сравнение распределения деформаций и размеров соответствующих поперечных сечений рабочего конуса со значениями, которые были получены во время опытных прокаток в промышленных условиях. Также контролировались сила прокатки и температура металла.

Отклонение расчетных данных, полученных с помощью математического моделирования, от данных, полученных в промышленных условиях, находились в пределах $\pm 2\div 5\%$.

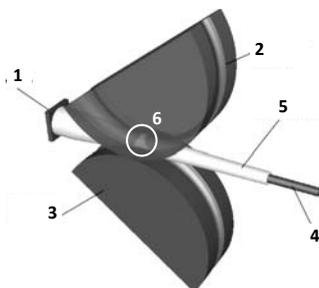


Рис. 1. Схема процесса холодной пильгерной прокатки, которая используется при моделировании в ПП FORGE 3D®: 1 – упор; 2 и 3 – соответственно верхний и нижний валки; 4 – оправка; 5 – суммарная зона деформации (рабочий конус); 6 – мгновенная зона деформации

В результате моделирования получено распределение напряжений по длине рабочего конуса вдоль трех осей: X-X (вдоль оси прокатки), Z-Z (вертикальная ось), Y-Y (горизонтальная ось, перпендикулярная оси прокатки). Полученные данные качественно соответствуют результатам, приведенным в работах В.С. Дехтярева, Я.В. Фролова и др., где было отмечено незначительное влияние на процесс ХПТ напряжений, возникающих по осям Y-Y, из-за малой их величины в сравнении с другими [3].

Для дальнейшего анализа результатов математического моделирования рабочий конус был разделен на контрольные поперечные сечения (рис. 2). Каждое поперечное сечение выбиралось из условия расположения его в геометрическом (по длине) центре мгновенной зоны деформации.

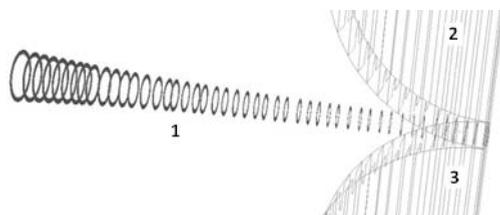


Рис. 2. Визуализация рабочего конуса в виде последовательности поперечных сечений в ПП FORGE 3D®: 1 – последовательность поперечных сечений с учетом их несимметричности; 2 и 3 – соответственно верхний и нижний валки

Фиксация результатов моделирования и контрольные замеры в рассмотренных маршрутах проводились в 8 точках, равномерно удаленных друг от друга по образующей поперечного профиля,

и дополнительно – в 2 точках, которые расположены под углом в 1 радиан к плоскости ХУ (рис. 3).

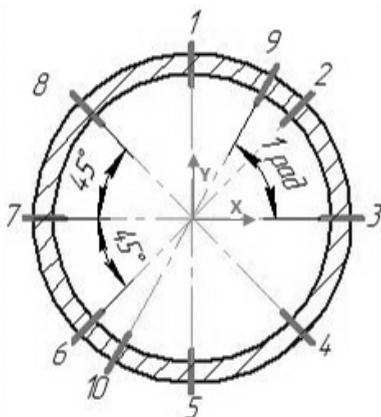


Рис. 3. Расположение точек для фиксации результатов моделирования и контроля геометрических параметров рабочего конуса в поперечном сечении зоны деформации

Позиционирование точек на рис. 3 следующее: точки 1 и 5 – номинальная вершина калибра; точки 3 и 7 – выпуски калибров; точки 2, 4, 6 и 8 – угол 45° к плоскости ХУ; точки 9 и 10 – угол 1 радиан к плоскости ХУ, то есть угол поворота рабочего конуса после каждого двойного хода рабочей клетки. Эти точки дают возможность оценить влияние несимметричности зоны деформации, что обусловлено поворотом рабочего конуса после каждого двойного хода рабочей клетки. Значения напряжений определялись в точке, равноудаленной от внешней и внутренней поверхности рабочего конуса. Регистрация результатов моделирования процесса холодной пильгерной прокатки позволила получить данные о распределении нормальных напряжений для указанных маршрутов прокатки (рис. 4) [4].

Как видно из рис. 4, несимметричность напряжений в поперечном сечении мгновенного очага деформации обусловлена максимальными значениями сжимающих напряжений в точках № 9 и №10. При этом максимальные растягивающие напряжения прогнозируемо расположены в выпусках калибра, которым соответствуют точки № 3 и №7 (см. рис. 3).

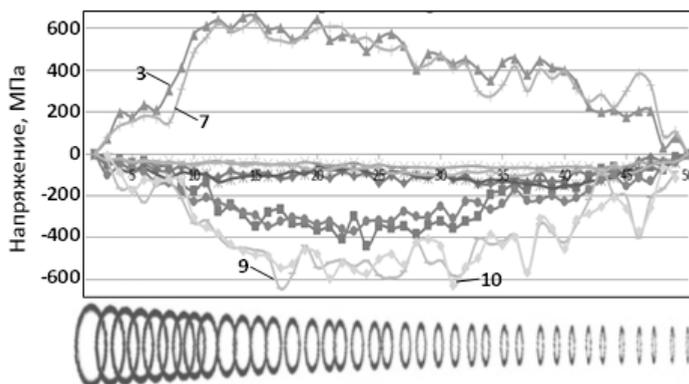


Рис. 4. Пример регистрации напряжений по длине рабочего конуса по результатам моделирования холодной прокатки труб по маршруту №1 из таблицы 1. Нумерация графиков соответствует нумерации точек поперечного сечения (см. рис. 3)

Построение зависимостей, аналогичных приведенным на рис. 4, для всех исследованных маршрутов прокатки создало предпосылки для количественной оценки влияния на напряженное состояние в мгновенном очаге деформации при холодной пильгерной прокатке труб из аустенитной стали, которые интенсивно упрочняются при холодной деформации, таких факторов, как несимметричность поперечного сечения очага деформации и соотношение деформаций по диаметру и толщине стенки.

Анализ литературных данных свидетельствует о необходимости определения напряженного состояния металла в контрольных точках рабочего конуса с обязательным учетом несимметричности процесса, а также учета механических свойств исходной заготовки (которая поступает после горячего прессования).

Последовательная регистрация значений напряжений и свойств металла в зоне деформации и сопоставление этих данных с текущими параметрами деформации при холодной пильгерной прокатке труб по маршрутам, приведенным в таблице 1, позволили определить для каждого поперечного сечения рабочего конуса комплексный показатель режима деформации, который характеризует напряженное состояние металла в очаге деформации и определяется по предложенной зависимости:

$$\chi = e^{-\left(\frac{\sigma_{1,к} + \sigma_{1,б}}{\sigma_{3,к} + \sigma_{3,б}}\right)} + e^{-\left(\frac{\sigma_B}{\sigma_T}\right)} + \frac{\Delta t_x}{\Delta D_x}, \quad (1)$$

где e – основание натурального логарифма; $\sigma_{1,к}$ и $\sigma_{3,к}$ – рассчитанные по результатам моделирования напряжения, возникающие в фактической

вершине калибра; $\sigma_{1.6}$ и $\sigma_{3.6}$ – рассчитанные по результатам моделирования напряжения, которые возникают в выпуске калибра; σ_B – максимально допустимые в данных условиях деформации напряжения (аналог предела прочности при испытаниях на разрывной машине); σ_T – напряжение текучести материала в данных условиях деформации; $\frac{\Delta t_x}{\Delta D_x}$ – отношение абсолютных обжатий по стенке и диаметру с учетом упругой деформации валкового узла.

По значениям этого показателя возможно оценивать изменение напряженного состояния по длине зоны деформации. Физический смысл полученного по зависимости (1) безразмерного показателя заключается в связи основных параметров режима деформации, которые, при заданном распределении обжатий по длине рабочего конуса, определяют картину напряженного состояния металла.

Таким образом, впервые для холодной пильгерной прокатки труб определен комплексный показатель режима деформации, который учитывает:

- напряжения, возникающие при определенном соотношении степеней деформации по диаметру и толщине стенки в каждом мгновенном очаге деформации в критических точках;
- остаточный ресурс свойств, который определяется отношением напряжений, соответствующих началу пластического течения металла и его разрушению с учетом текущей температуры в зоне деформации;
- соотношение частных обжатий по диаметру и толщине стенки, которые являются условным углом наклона линии течения металла к оси прокатки.

Планирование режима деформации с учетом распределения по длине рабочего конуса показателя режима деформации (1) позволяет расширить известный из работ О.А. Семенова, Н. Stinnerz, В.Ф. Фролова и Я.В. Фролова принцип пропорциональности обжатий на напряженное состояние в зоне деформации и является инструментом для эффективного учета периодического изменения знака напряжений, возникающих в фактической вершине и выпусках калибра. Это дает возможность получить равномерную мелкозернистую структуру металла в конце технологического цикла холодной пильгерной прокатки труб.

На рисунке 5 приведено расчетное распределение значений показателя режима деформации (1) по длине рабочего конуса для исследованных маршрутов прокатки (см. табл. 1). В качестве исходных данных использовались результаты компьютерного моделирования, а также сведения о распределении частных обжатий по длине рабочего конуса,

присущем принципу пропорциональности обжатий для этих маршрутов прокатки.

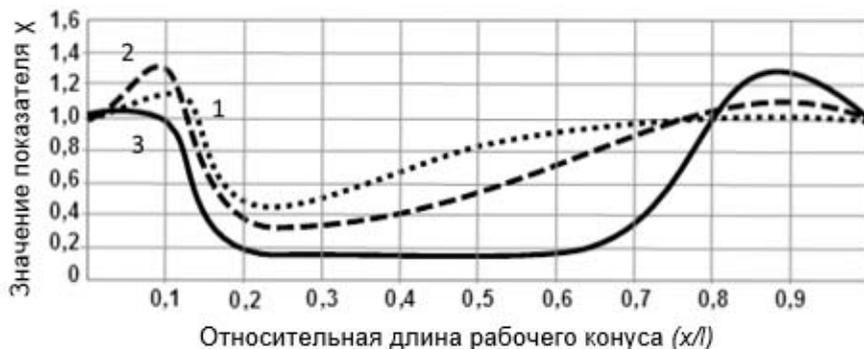


Рис. 5. Распределение значений показателя режима деформации по длине рабочего конуса для исследованных маршрутов прокатки. Нумерация маршрутов прокатки соответствует таблице 1

Результаты расчетов, приведенные на рис. 5, показывают, что при одинаковой суммарной деформации по длине рабочего конуса существует определенное соотношение обжатий по диаметру и по толщине стенки (см. маршрут № 3 из табл. 1), которое позволяет оставлять постоянным не только этот параметр (признак принципа пропорциональности обжатий), а еще и комплексный показатель режима деформации χ (для данного примера $\chi \approx 0,18 \div 0,22$). Увеличением значений показателя χ в начале и в конце рабочего конуса можно пренебречь, учитывая то, что здесь абсолютные значения напряжений очень малы, так как эти зоны соответствуют зоне редуцирования (в начале) и калибровки (в конце). Постоянство значений показателя режима деформации указывает на рациональное распределение напряжений в мгновенном очаге деформации (1) при каждом перемещении рабочей клетки. Такое распределение напряжений, с учетом деформационного упрочнения металла, уменьшает неравномерность деформации, усиливает эффект знакопеременной деформации, что присуща холодной пильгерной прокатке, и становится предпосылкой для получения заданных механических свойств в трубах в конце технологического процесса их производства.

Воплощением режима деформации для непосредственной реализации процесса холодной пильгерной прокатки является калибровка инструмента. Учитывая это, проверка полученных с помощью моделирования и теоретических расчетов параметров режима деформации может быть осуществлена путем учета полученного показателя режима деформации χ при расчетах формы и размеров ручья калибра и оправки, которые, в конечном итоге, определяют основные показатели процесса и влияют на формирование механических и физических свойств готовых труб.

Для решения этой задачи создана конечно-элементная модель и проведено компьютерное моделирование холодной пильгерной прокатки с применением ПП FORGE 3D®. В результате моделирования получены данные о величине напряжений и распределении напряженного состояния металла вдоль рабочего конуса для трех маршрутов прокатки, которые имеют одинаковую степень суммарной деформации и разное соотношение деформации по диаметру и толщине стенки в условиях несимметричного относительно вершины калибра очага деформации. На основании результатов моделирования, для режима деформации, который базируется на принципе пропорциональных обжатий, показатель χ в работе предложено включить к показателю степени в зависимостях, определяющих криволинейные образующие ручьев калибров и оправки следующим образом:

$$D_x = D_t + (D_3 - D_t - \varphi_{\min} \cdot l) \cdot \left(\frac{x}{1}\right)^{\left(\frac{n \cdot x}{1} + \chi \cdot n\right)} + \varphi_{\min} \cdot x, \quad (2)$$

$$d_x = d_t + (d_3 - d_t - \alpha_{\min} \cdot l) \cdot \left(\frac{x}{1}\right)^{\left(\frac{n \cdot x}{1} + \chi \cdot n\right)} + \alpha_{\min} \cdot x, \quad (3)$$

где D_3 , D_m и d_m – соответственно наружные диаметры заготовки, трубы и внутренний диаметр трубы; γ_{\min} и α_{\min} – минимальные конусности ручья и оправки; l – длина рабочего конуса; x – текущая координата; n – показатель степени, определяющий характер профиля гребня калибров и образующей оправки.

Учет напряженного состояния металла здесь реализуется благодаря изменению крутизны кривых, которые определяют продольный профиль ручья калибров и оправки. Аналогично, показатель χ может быть имплементирован в зависимости, определяющие ширину калибров.

Для режима деформации, который предполагает использование линейно-конусной калибровки инструмента (по формуле Ю. Ф. Шевакина), показатель χ входит в зависимость, что определяет текущую толщину стенки рабочего конуса:

$$t_x = \frac{t_0}{\frac{\mu_t - 1}{1 - e^{-q}} \left(1 - e^{-q \frac{x}{t_0}}\right) + 1}. \quad (4)$$

с помощью синтетического показателя q , который учитывает упрочнение металла и текущую координату контрольного сечения X-X:

$$q = (\chi + n) - 2 \cdot n \cdot \left(\frac{x}{l}\right)^{\chi} \quad (5)$$

В зависимостях (4) и (5): t_x – толщина стенки в текущем сечении зоны обжатия стенки; t_0 – толщина стенки рабочего конуса в начале зоны обжатия стенки; μ_t – суммарный коэффициент вытяжки по стенке; e – основание натурального логарифма; x – текущая координата по длине зоны обжатия стенки; l – длина зоны обжатия стенки; n – показатель, учитывающий интенсивность деформационного упрочнения, значения которого лежат в интервале $0,5 \div 0,64$.

С помощью ПП FORGE 3D[®] было проведено моделирование процесса холодной пильгерной прокатки по определенным в соответствии с формулами (2) и (3) параметрами инструмента. Результаты моделирования были сопоставлены с экспериментальными данными окончательных свойствах и структуре труб. Моделирование показало, что значения χ в пределах $0,18 \div 0,22$ обеспечивают наилучшие условия деформирования с точки зрения достижения необходимых свойств металла. Эти значения получены для условий преимущественной деформации по толщине стенки, соблюдения принципа пропорциональности обжатий, а также соотношения логарифмических деформаций по диаметру и толщине стенки, находящихся в пределах $\frac{e_t}{e_D} = 2,2 \dots 2,6$ и $\frac{e_{\Sigma}}{e_D} = 3,1 \dots 3,6$.

Постоянство значений показателя χ по длине рабочего конуса указывает, что в данном режиме деформации реализован принцип пропорциональности не только обжатий (деформаций), но и напряжений.

Выводы

Создана конечно-элементная модель и проведено компьютерное моделирование холодной пильгерной прокатки с применением ПП FORGE 3D[®]. В результате моделирования получены данные о величине напряжений и распределении напряженного состояния металла вдоль рабочего конуса для трех маршрутов прокатки, которые имеют одинаковую степень суммарной деформации и разное соотношение деформации по диаметру и толщине стенки в условиях несимметричного относительно вершины калибра очага деформации. Это позволило проанализировать связь напряженного состояния в мгновенном очаге деформации в зависимости от соотношения обжатий по диаметру и толщине стенки.

По результатам теоретических исследований и компьютерного моделирования методом конечных элементов в работе впервые с учетом несимметричности поперечного сечения зоны деформации при холодной пильгерной прокатке предложен комплексный показатель режима деформации, который учитывает количественную связь между

параметрами деформации и напряженным состоянием металла вдоль рабочего конуса при холодной пильгерной прокатке труб. Он позволяет количественно оценивать режим деформации с учетом связи соотношений деформаций по диаметру и толщине стенки с напряженным состоянием металла в мгновенной зоне деформации, свойствами металла и несимметричности поперечного сечения зоны деформации.

В результате компьютерного моделирования и анализа экспериментальных данных усовершенствован метод расчета режима деформации при холодной пильгерной прокатке с регламентированными соотношениями деформаций по диаметру и толщине стенки, а также значениями предложенного комплексного показателя режима деформации по длине рабочего конуса. Метод отличается учетом несимметричности поперечного сечения зоны деформации и соотношения деформаций по диаметру и толщине стенки, а также начального напряженного состояния металла в каждом мгновенном очаге деформации. Эффективность метода обусловлена усилением эффекта знакоизменения деформаций, который присущ холодной пильгерной прокатке, реализованным в расчетах калибровок инструмента для станов холодной пильгерной прокатки.

Для получения конечной равнозернистой структуры металла с величиной зерна, находящегося в интервале 4÷7 баллов, а также необходимых свойств металла труб, обосновано рекомендацию относительно определения показателя режима деформации в пределах 0,18÷0,22 с учетом преобладающей деформации по толщине стенки относительно деформации по диаметру и следующих соотношений

$$\frac{e_t}{e_D} = 2,2 \dots 2,6 \text{ и } \frac{e_s}{e_D} = 3,1 \dots 3,6. \text{ Выполнение таких условий распространяет}$$

действие "принципа пропорциональности обжатий" (который предполагает постоянство соотношений деформаций по длине рабочего конуса) на напряжения, возникающие в каждом мгновенном очаге деформации.

Литература

1. Фролов В.Ф., Данченко В.Н., Фролов Я.В.: Холодная пильгерная прокатка труб. Монография, Днепропетровськ: Пороги, 2005.
2. Данченко В.Н., Бобух А.С., Дехтярев В.С.: Анализ напряженно-деформированного состояния металла при холодной пильгерной прокатке труб средствами математического моделирования. Теория и практика металлургии, 2012, № 3, с. 24÷27.
3. Дехтярьов В.С., Фролов Я.В.: Тримірне моделювання параметрів холодної пильгерної прокатки. Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском у металургії і машинобудуванні: зб. наук. праць, Краматорськ: ДДМА, 2006, с. 59÷64.
4. Бобух А.С., Дехтярев В.С., Фролов Я.В.: Оценка совокупного влияния режима деформации напряженного состояния на формоизменение структуры металла. XIV INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE. New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering, 2013, Vol. 1, с. 289÷294.

ДВУХКУПОЛЬНАЯ ЭПЮРА КОНТАКТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ЗАДАЧЕ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

TWO-DOME DIAGRAM IN CONTACT STRESSES IN VOLUME PROBLEM OF THE PLASTICITY THEORY

*Чигиринский В.В. *, Ленок А.А. *, Дыя Х.**, Кнапински М.***

*Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье; Факультет Машиностроения, Кафедра Обработки Металлов Давлением,
**ТУ Ченстохова, Факультет Инженерии Производства и Технологии Материалов, Кафедра Обработки Металлов Давлением и Техники Безопасности

Abstract

The article deals with a two-dome diagram of vertical contact stresses in volume problem of the plasticity theory. The Cauchy-Riemann differential relations determine the convex character of the contact stress diagram. Components of stress tensor are presented. It is especially noted the appearance of two new functions, which are provided a characteristic of changes in the contact volume across the width and a support from the contact friction side. The diagrams of the vertical normal and tangential stresses in the plane of entry into and in the middle of the deformation zone in the transverse direction are shown relative to the shape factors and the friction coefficient.

Введение

В условиях неоднородного напряженно-деформированного состояния металла разные физические модели пластического формоизменения определяются разными режимами деформирования. Ранее установлено и подтверждено экспериментальными данными, что возможно существование двух линий раздела течения металла, которым соответствует двухкупольная эпюра нормальных контактных напряжений, [1, 2]. При этом изменяются не только нормальные, но и контактные касательные напряжения.

1. Постановка задачи

Аналитическое решение пространственной задачи при однокупольной эпюре контактных напряжений представлено в работах [3-6]. Данная модель соответствует схеме течения металла с одной линией раздела в поперечном направлении. В зоне перехода формируется купол нормальных контактных напряжений, касательные напряжения изменяют свой знак.

Запишем компоненты тензора напряжений для пространственной задачи в виде

$$\begin{aligned}
\sigma'_x &= +C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \text{Cos}(A_3 \Phi_3) + \sigma_0 + C, \\
\sigma'_y &= +C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \text{Cos}(A_2 \Phi_2) + \sigma_0 + C, \\
\sigma'_z &= -C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \text{Cos}(A_3 \Phi_3) - C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \text{Cos}(A_2 \Phi_2) + \sigma_0 + C, \\
\tau'_{yz} &= C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \text{Sin} A_2 \Phi_2, \quad \tau'_{xz} = C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \text{Sin} A_3 \Phi_3,
\end{aligned} \tag{1}$$

при условии

$$\begin{aligned}
\theta'_{2,y} &= -A_2 \Phi_{2,z}, \quad \theta'_{2,z} = A_2 \Phi_{2,y}; \\
\theta'_{3,z} &= A_3 \Phi_{3,x}, \quad \theta'_{3,x} = -A_3 \Phi_{3,z}; \\
\theta'_{2,yy} + \theta'_{2,zz} &= 0, \quad A_2 \Phi_{2,yy} + A_2 \Phi_{2,zz} = 0; \\
\theta'_{3,zz} + \theta'_{3,xx} &= 0, \quad A_3 \Phi_{3,zz} + A_2 \Phi_{3,xx} = 0,
\end{aligned}$$

где σ_0 – гидростатическое напряжение.

Выпуклый характер эпюры контактных напряжений определяют дифференциальные соотношения Коши-Римана (1), которые удовлетворяют условиям задачи и определяют вид самих функций. Используя граничные условия, заданные угловыми значениями напряжений, рис.1, определяем гидростатического напряжения

$$\sigma_0 = -2 \cdot C'_{\sigma_2} \cdot \exp \theta''_2 \cdot \text{Cos} A_2 \Phi'_2 - 2 \cdot C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3. \tag{2}$$

В этом случае принимаем соответствие нормальных компонентов тензора напряжений в угловых точках к минимальным значениям. Тригонометрические функции $A_2 \Phi_2$ и $A_2 \Phi'_2$ отличаются друг от друга постоянной величиной π таким образом, чтобы в угловой точке, их значения были равны. Такая модель не противоречит общим положениям задачи и позволяет изменить характер контактных напряжений в соответствии с двухкупольной эпюрой. Постоянная C_{σ_2} будет одинаковой при использовании функций $A_2 \Phi'_2$ и $A_2 \Phi_2$.

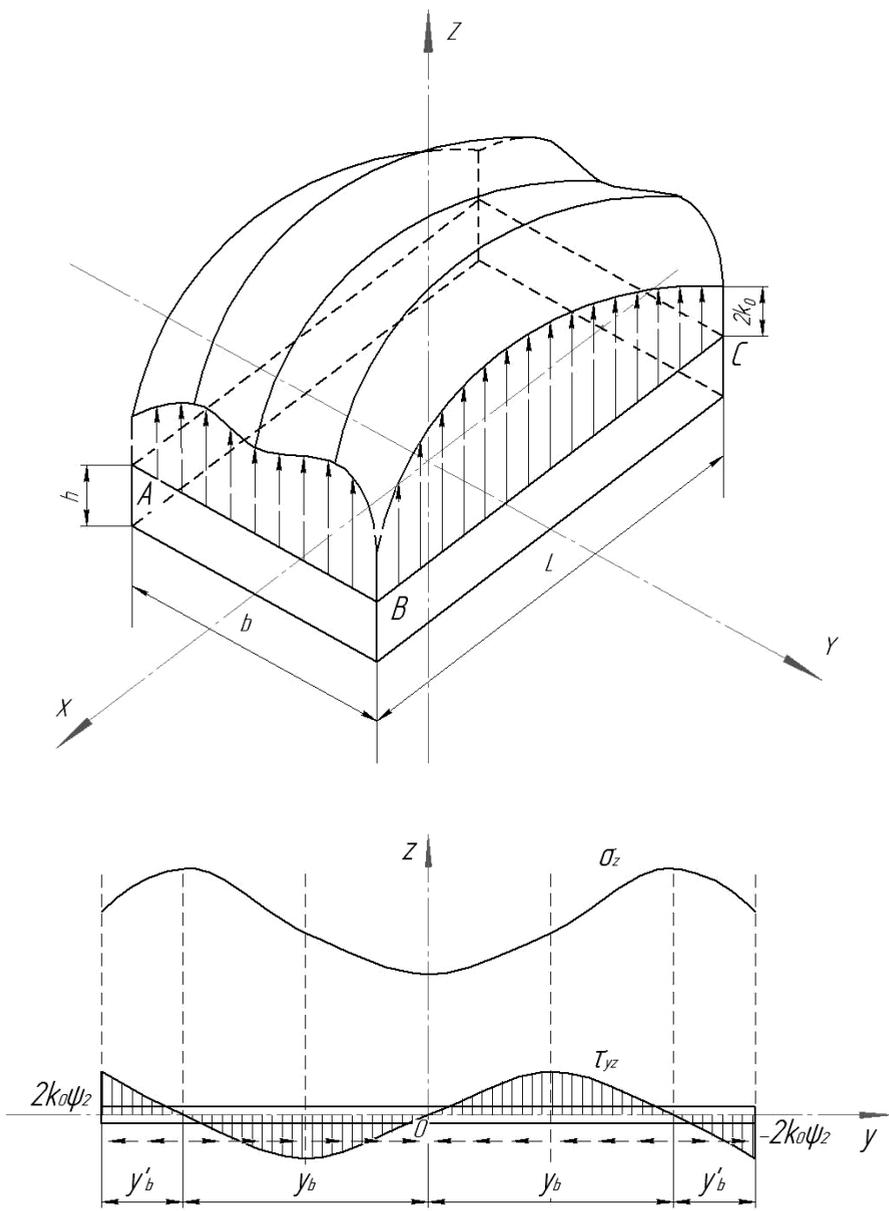


Рис. 1. Объемная эпюра контактных напряжений в поперечном направлении

Подставляя (2) в (1) получим выражения для дальнейшего анализа и расчетов

$$\sigma_x = -2 \cdot C'_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_2'' \cdot \text{Cos} A_2 \Phi_2' - C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3' \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3 + C,$$

$$\sigma_y = -\left(2C'_{\sigma_2} \exp \theta_2'' \cdot \text{Cos} A_2 \Phi_2' - C_{\sigma_2} \exp \theta_2' \text{Cos} A_2 \Phi_2'\right) - \\ - 2C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3' \text{Cos} A_3 \Phi_3 + C;$$

$$\sigma_z = -\left(C_{\sigma_2} \exp \theta_2' \text{Cos} A_2 \Phi_2 + 2C'_{\sigma_2} \exp \theta_2'' \cdot \text{Cos} A_2 \Phi_2'\right) - \\ - 3C_{\sigma_3} \exp \theta_3' \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3 + C;$$

$$\tau_{yz} = C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_2' \cdot \text{Sin} A_2 \Phi_2, \quad \tau_{xz} = C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3' \cdot \text{Sin} A_3 \Phi_3.$$

Для определения постоянных интегрирования C_{σ_2} , C_{σ_3} , C и подтверждения функциональной зависимости для напряжения σ_0 воспользуемся угловыми значениями функций, рис. 1. Запишем граничные условия в виде $x=l/2$, $y=b/2$, $z=h/2$, $\theta_2' = \theta_{20}'$, $\theta_2'' = \theta_{20}''$, $\theta_3' = \theta_{30}'$, $A_2 \Phi_2 = A_2 \Phi_{20}$, $A_2 \Phi_2' = A_2 \Phi_{20}'$, $A_3 \Phi_3 = A_3 \Phi_{30}$, $\sigma_z = -2 \cdot k_0$, $\sigma_x = \sigma_y = 0$.

После составления разностей напряжений и подстановки граничных условий получим

$$C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_{30}' \cdot \text{Cos}(A_3 \Phi_{30}) = C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_{20}' \cdot \text{Cos}(A_2 \Phi_{20}), \\ \text{или } C_{\sigma_3} = C_{\sigma_2} \cdot \frac{\exp \theta_{20}' \cdot \text{Cos}(A_2 \Phi_{20}')}{\exp \theta_{30}' \cdot \text{Cos}(A_3 \Phi_{30})} \quad (3)$$

После несложных преобразований (3) для предложенных граничных условий неизвестные постоянные запишутся

$$C_{\sigma_3} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta_{30}' \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_{30}}, \quad C_{\sigma_2} = \frac{2 \cdot k_0}{3 \cdot \exp \theta_{20}' \cdot \text{Cos} A_2 \Phi_{20}'}, \\ C = 2 \cdot k_0, \quad (4)$$

где k_0 – сопротивление пластическому сдвигу в угловой части очага деформации на контакте без наклепа.

С учетом (4) компоненты тензора напряжений

$$\sigma_x = -2 \frac{2k_0 \cdot \text{Cos} A_2 \Phi_2}{3 \text{Cos} A_2 \Phi_{20}} \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) - \frac{2k_0 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3}{3 \text{Cos} A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) + 2k_0,$$

$$\sigma_y = -\frac{2k_0}{3} \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \left(2 \frac{\text{Cos} A_2 \Phi'_2}{\text{Cos} A_2 \Phi'_{20}} - \frac{\text{Cos} A_2 \Phi_2}{\text{Cos} A_2 \Phi_{20}} \right) - 2 \frac{2k_0 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3}{3 \text{Cos} A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) + 2 \cdot k_0, \quad (5)$$

$$\sigma_z = -3 \frac{2k_0 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3}{3 \text{Cos} A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) - \frac{2 \cdot k_0}{3} \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \left(2 \frac{\text{Cos} A_2 \Phi'_2}{\text{Cos} A_2 \Phi'_{20}} + \frac{\text{Cos} A_2 \Phi_2}{\text{Cos} A_2 \Phi_{20}} \right) + 2k_0,$$

$$\tau_{yz} = \frac{2k_0 \cdot \text{Sin} A_2 \Phi_2}{3 \cdot \text{Cos} A_2 \Phi_{20}} \cdot \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}), \quad \tau_{xz} = \frac{2k_0 \cdot \text{Sin} A_3 \Phi_3}{3 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_{30}} \cdot \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}).$$

Определим функциональные зависимости $A_2 \Phi_2$, $A_2 \Phi'_2$ и $A_3 \Phi_3$ и функции θ из соотношений Коши-Римана и уравнений Лапласа (1)

$$A_2 \Phi'_2 = A_2 A_5 \cdot y \cdot z, \quad A_2 \Phi_2 = \pi + A_2 A'_5 \cdot y \cdot z,$$

$$A_3 \Phi_3 = A_3 A_4 \cdot x \cdot z,$$

$$\theta'_2 = -\frac{1}{2} \cdot A_2 A_5 \cdot (y^2 - z^2), \quad \theta'_3 = -\frac{1}{2} \cdot A_3 A_4 \cdot (x^2 - z^2).$$

Определим значение коэффициентов $A_2 A_5$, $A_2 A'_5$, $A_3 A_4$.

Граничные условия для контактных напряжений принимается в виде:

$$x = l/2, \quad y = b/2, \quad z = h/2, \quad k'_0 = 2k_0/3,$$

$$\tau_{yz} = k'_0 \cdot \psi_2, \quad \tau_{xz} = k'_0 \cdot \psi_3,$$

при этом $\psi_2 = f \cdot (1 - f)$, $\psi_3 = 2f \cdot (1 - f)$, где f - коэффициент трения.

Подставляя граничные условия в выражения для касательных напряжений (5), получим

$$\begin{aligned} k'_0 \cdot \psi_2 &= k'_0 \cdot \operatorname{tg} A_2 \Phi_{20}, & k'_0 \cdot \psi_3 &= k'_0 \cdot \operatorname{tg} A_3 \Phi_{30}, \\ A_2 \Phi_{20} &= \operatorname{arctg} \psi_2 \approx \psi_2, & A_3 \Phi_{30} &= \operatorname{arctg} \psi_3 \approx \psi_3, \end{aligned}$$

Анализ показывает, что при переходе в другой октант, функция $A_2 \Phi_2$ должна иметь вид

$$A_2 \Phi_2 = \pi + 4 \frac{(\pi + \alpha \cdot A_2 \Phi_{20})}{bh} \cdot yz, \quad (6)$$

где: b – ширина очага деформации, h – высота очага деформации,
 α – коэффициент перехода, при $\alpha = 1$ в крайних (угловых) точках очага деформации $A_2 \Phi_{20} = A_2 \Phi'_{20}$ в выражении (6).

Далее имеем

$$\begin{aligned} A_2 \Phi'_{20} &= A_2 \Phi_{20} = A_2 A_5 \cdot \frac{b}{2} \cdot \frac{h}{2}, & A_3 \Phi_{30} &= A_3 A_4 \cdot \frac{l}{2} \cdot \frac{h}{2}, \\ A_2 A_5 &= 4 \frac{A_2 \Phi_{20}}{bh}, & A_3 A_4 &= 4 \frac{A_3 \Phi_{30}}{lh}. \end{aligned}$$

Значение функций θ в угловой точке на контактной поверхности,

$$\theta'_{20} = -2 \cdot \frac{A_2 \Phi_{20}}{b \cdot h} \cdot \left(\frac{b^2}{4} - \frac{h^2}{4} \right), \quad \theta'_{30} = -2 \cdot \frac{A_3 \Phi_{30}}{l \cdot h} \cdot \left(\frac{l^2}{4} - \frac{h^2}{4} \right). \quad (7)$$

Тогда выражения (5), с учетом $k'_0 = 2k_0/3$ и (7), запишутся в виде

$$\sigma_x = -2 \frac{k'_0 \cdot \operatorname{Cos} A_2 \Phi_2}{\operatorname{Cos} A_2 \Phi_{20}} \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) - \frac{k'_0 \cdot \operatorname{Cos} A_3 \Phi_3}{\operatorname{Cos} A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) + 3k'_0,$$

$$\begin{aligned}
\sigma_y &= -k'_0 \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \left(2 \cdot \frac{\text{Cos} A_2 \Phi'_2}{\text{Cos} A_2 \Phi'_{20}} - \frac{\text{Cos} A_2 \Phi_2}{\text{Cos} A_2 \Phi_{20}} \right) - \\
&\quad - 2 \frac{k'_0 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3}{\text{Cos} A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) + 3k'_0, \\
\sigma_z &= -3 \frac{k'_0 \cdot \text{Cos} A_3 \Phi_3}{\text{Cos} A_3 \Phi_{30}} \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}) - \\
&\quad - k'_0 \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}) \left(2 \frac{\text{Cos} A_2 \Phi'_2}{\text{Cos} A_2 \Phi'_{20}} + \frac{\text{Cos} A_2 \Phi_2}{\text{Cos} A_2 \Phi_{20}} \right) + 3k'_0, \\
\tau_{yz} &= \frac{k'_0 \cdot \text{Sin} A_2 \Phi_2}{\text{Cos} A_2 \Phi_{20}} \cdot \exp(\theta'_2 - \theta'_{20}), \quad \tau_{xz} = \frac{k'_0 \cdot \text{Sin} A_3 \Phi_3}{\text{Cos} A_3 \Phi_{30}} \cdot \exp(\theta'_3 - \theta'_{30}). \quad (8)
\end{aligned}$$

Используя выражения (5), (8) появляется возможность определения компонентов тензора напряжений пространственной задачи в каждой точке очага деформации для более сложного построения, т.е. двухкупольной эпюры, в том числе и на контакте.

На рис. 2÷4 представлены эпюры вертикальных нормальных σ_z и касательных τ_{yz} напряжений в плоскости входа в очаг деформации ($x=L/2$) и в среднем сечении ($x=0$), при $b=150$ в зависимости от:

- а – коэффициента трения $f=0, 1; 0,5, L/h=8, b/h=12$;
- б – фактора формы $L/h=1; 3; 5; 8; 10, f=0,3$;
- в – фактора формы $b/h=1; 3; 5; 8; 10, f=0,3$.

Из анализа полученного результата видно, что использование метода гармонических функций за счет тригонометрической составляющей при разных параметрах очага деформации и коэффициента трения позволяет математически правильно, качественно и количественно оценить напряженное состояние среды в условиях сложного пространственного нагружения.

Изменение знака поперечной составляющей тензора напряжений позволяет определить зоны встречного течения металла с отрицательным знаком, а зоны бокового течения металла с положительным. На фоне гидравлического давления это определяет двухкупольный характер изменения нормальных вертикальных напряжений σ_z .

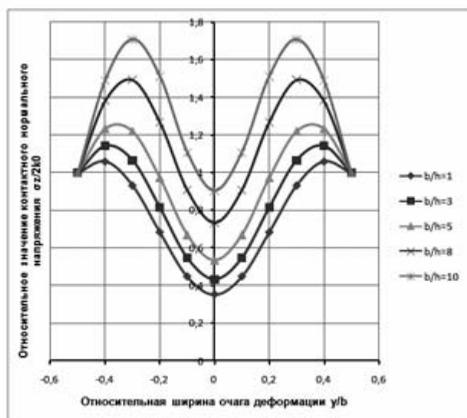
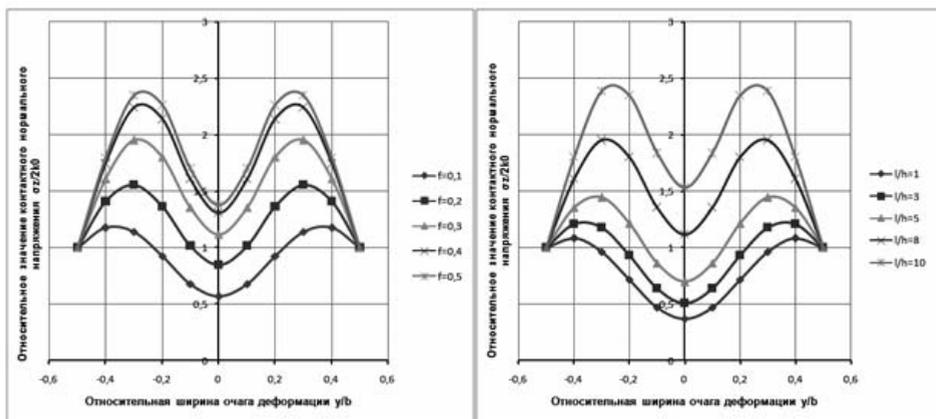


Рис. 2. Эпюры вертикальных нормальных напряжений в плоскости входа в очаг деформации в поперечном направлении ($x=L/2$)

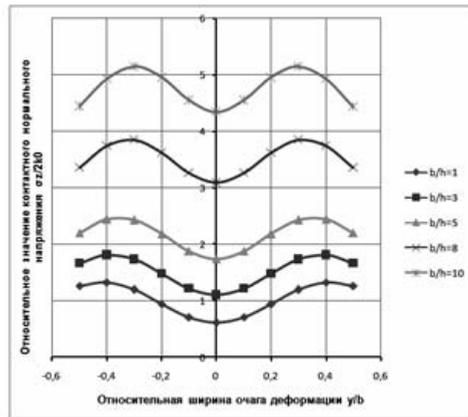
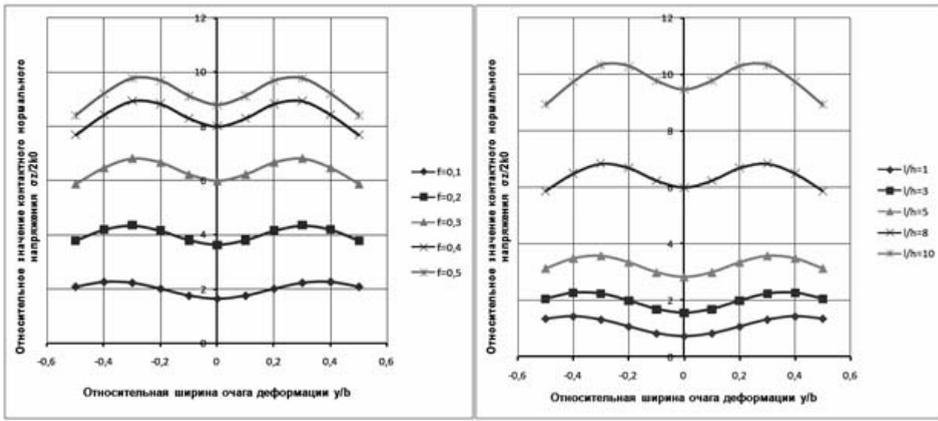
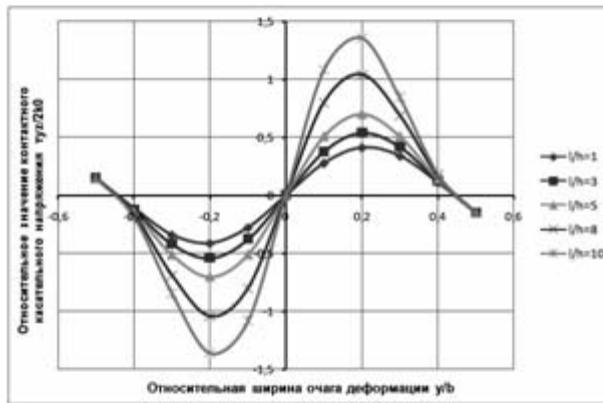


Рис. 3. Эпюры вертикальных нормальных напряжений в среднем сечении в поперечном направлении ($x=0$)

а



б



в

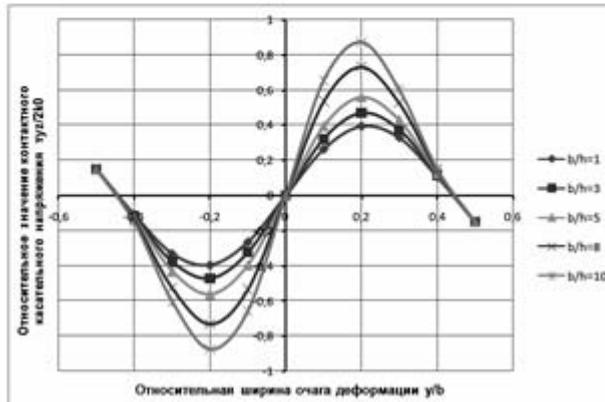


Рис. 4. Эпюры вертикальных касательных напряжений в поперечном направлении

Выводы

1. Определены компоненты тензора напряжений пространственной задачи для более сложного построения. Рассмотрена двухкупольная эпюра вертикальных контактных напряжений.
2. Появление двух функций $A_2\Phi_2$, $A_2\Phi_2'$ обеспечивают необходимый характер изменения контактного напряжения по ширине и подпор со стороны контактного трения.
3. Количество линий раздела течения металла определяет «купольность» контактных напряжений.

Литература

1. Каптуров Л.Е.: Контактные силы в очаге деформации при прокатке полос. Теория прокатки (материалы Всесоюзной научно-технической конференции «Теоретические проблемы прокатного производства»), под ред. А.П. Чекмарева, Москва, Metallurgy, 1975, с. 428÷431.
2. Целиков А.И.: Теория расчета усилий в прокатных станах. М: Metallurgizdat, 1962.
3. Чигиринский В.В., Ленюк А.А., Дья Х., Кнапински М.: Исследование неоднородности напряженного состояния заготовки при объемном пластическом нагружении. XVII International scientific conference new technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering, Collective Monograph ed. J. Boryca, R. Wyczółkowski, Series: Monographs № 56, Częstochowa 2016, с. 218÷226.
4. Чигиринский В.В., Ленюк А.А.: Исследование влияния граничных условий на контактные напряжения при объемном нагружении. Обработка материалов давлением: сборник научных трудов, Краматорск: ДГМА, 2016, № 1(42), с. 37÷44.
5. Чигиринский В.В., Ленюк А.А., Якубович Л.А.: Исследование влияния граничных условий на параметры напряженного состояния при объемном пластическом нагружении. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал, 2015, № 2, с. 127÷132.
6. Chigirinsky V.V., Lenok A.A., Echin S.M.: Determination of integral characteristics of stress state of the point during plastic deformation in conditions of volume loading. Metallurgical and Mining Industry: scientific and technical journal 2015, № 11, p. 153÷164.

ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРОКАТКИ В СМЕЖНЫХ КЛЕТЯХ НЕПРЕРЫВНОГО СТАНА

DYNAMIC MODELING OF TRANSIENTS PROCESSES IN ADJACENT STANDS OF A ROLLING OF A CONTINUOUS MILL

*Чигиринский В.В.**, *Путноки А.Ю.**, *Мазур В.Л.***, *Дьяч Х.****,
*Кнапински М.****

*Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье; Факультет Машиностроения, Кафедра Обработки Металлов Давлением, **Физико-технологический институт металлов и сплавов Национальной академии наук Украины, г. Киев, ***ГУ Ченстохова, Факультет Инженерии Производства и Технологии Материалов, Кафедра Обработки Металлов Давлением и Техники Безопасности

Abstract

In the article deals with dynamic problems of the theory of elasticity. The binding of the dynamic problem to the rolling of the strip during the transition period on a continuous broadband mill is formulated. The solution of the dynamic linear and volume problems of the elasticity theory is shown on the basis of the method proposed earlier. Its peculiarity is the use of functions-arguments, time-coordinate. The conditions for the existence of new solutions of the wave problem bounded by the boundary conditions of different processes are shown.

Введение

Необходимость учета динамической составляющей процесса, в том числе факт приложения нагрузки во времени существует в прикладных задачах теории упругости. Например, рассматривая непрерывную прокатку, возникают следующие сочетания механических систем, в которых передача воздействия между клетями через полосу происходит с некоторым запаздыванием. Это отражается на переходных процессах и захватывающей способности полосы в смежных клетях непрерывного стана. Полоса между клетями стана находится в упругом состоянии. В период захвата последующей клетки валки передают возмущение полосе в виде стационарного воздействия или колебаний. В итоге, это сказывается на качестве проката в виде продольной разнотолщинности, следовательно, потери точности [1]. Необходимо рассматривать и пространственную динамическую задачу при разных условиях взаимодействия между клетями.

1. Постановка задачи

Рассмотрим динамическую задачу, как процесс распространения начального отклонения и начальной скорости, т.е. взаимодействие между клетями стана рассматривается как волновой процесс в упругой среде.

В работах [2÷7] представлены решения линейной динамической задачи с использованием волнового уравнения вида

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = a^2 \cdot \frac{\partial^2 u}{\partial x^2}. \quad (1)$$

Для (1) уравнение характеристик имеет следующий вид

$$dx^2 - a^2 dt^2 = 0.$$

Имеем два уравнения в новых переменных

$$\xi = x - at, \quad \eta = x + at.$$

Уравнение колебаний (1) преобразуется к виду

$$u_{\xi\eta} = 0. \quad (2)$$

Общим интегралом уравнения (2) является

$$u(x, t) = f_1(x + at) + f_2(x - at). \quad (3)$$

С учетом начальных условий выражение (3) принимает вид

$$u(x, t) = \frac{\varphi(x + at) + \varphi(x - at)}{2} + \frac{1}{2a} \cdot \int_{x-at}^{x+at} \psi(\alpha) d\alpha. \quad (4)$$

Как видно из формулы Даламбера (4), дробь в правой части является функцией одновременно координаты и времени. Определение функции φ с указанными аргументами может расширить область ее применения в прикладных задачах.

Рассмотрим метод разделения переменных (метод Фурье). Решение представляется в виде

$$u(x, t) = X(x) \cdot T(t).$$

Подставляя предлагаемую форму решения в (1), получим

$$X'' \cdot T = \frac{1}{a^2} \cdot X \cdot T'', \text{ или } \frac{X''}{X} = \frac{1}{a^2} \cdot \frac{T''}{T} = -\lambda.$$

Для определения функций X и T обыкновенные дифференциальные уравнения

$$X'' + \lambda X = 0, T'' + a^2 \lambda T = 0.$$

Известно частное решение

$$u_n(x, t) = X_n \cdot T_n = \left(A_n \cos \frac{\pi n}{l} \cdot at + B_n \sin \frac{\pi n}{l} \cdot at \right) \cdot \sin \frac{\pi n}{l} \cdot x. \quad (5)$$

Выражение (5) удовлетворяет граничным и начальным условиям, уравнению (1). В силу линейности и однородности, в общем случае, сумма частных решений (5)

$$u(x, t) = \sum_1^{\infty} u_n(x, t) = \sum_1^{\infty} \left(A_n \cos \frac{\pi n}{l} \cdot at + B_n \sin \frac{\pi n}{l} \cdot at \right) \cdot \sin \frac{\pi n}{l} \cdot x \quad (6)$$

Постоянные интегрирования (6) определяются начальными условиями.

2. Решение задачи

Выражение (6) нашло широкое применение при анализе волновых процессов. Однако, оно реализуется не для всех краевых условий прикладных задач.

Рассмотрим вариант частного решения уравнения (1) с использованием функций-аргументов

$$u = C \cdot \exp \theta \cdot \cos A\Phi, \quad (7)$$

где аргумент-функции $\theta, A\Phi$ подлежат определению решением задачи.

Указанные функции допускают вторые производные, подставим (7) в (1)

$$a^2 u_{xx} = Ca^2 \exp \theta \cdot \left[\left(\theta_{xx} + \theta_x^2 - A\Phi_x^2 \right) \cos A\Phi - \left(2\theta_x A\Phi_x + A\Phi_{xx} \right) \sin A\Phi \right],$$

$$u_{tt} = C \cdot \exp \theta \cdot \left[(\theta_{tt} + \theta_t^2 - A\Phi_t^2) \cdot \cos A\Phi - (2\theta_t \cdot A\Phi_t + A\Phi_{tt}) \cdot \sin A\Phi \right].$$

Последние дифференциальные соотношения подставляем в уравнение (1), имеем

$$\left[(a^2\theta_{xx} - \theta_{tt}) - (a^2A\Phi_x^2 - A\Phi_t^2) + (a^2\theta_x^2 - \theta_t^2) \right] \cos A\Phi - \left[(a^2A\Phi_{xx} - A\Phi_{tt}) + 2(a^2\theta_x \cdot A\Phi_x - \theta_t \cdot A\Phi_t) \right] \sin A\Phi. \quad (8)$$

Избавляясь от нелинейности в уравнении (8), рассмотрим случай, когда круглые скобки первого оператора равны нулю

$$\begin{aligned} a^2\theta_x^2 - \theta_t^2 &= (a\theta_x + \theta_t)(a\theta_x - \theta_t) = 0, \\ a^2A\Phi_x^2 - A\Phi_t^2 &= (aA\Phi_x + A\Phi_t)(aA\Phi_x - A\Phi_t) = 0. \end{aligned}$$

Имеем несколько вариантов.

Вариант 1

$$\text{При этом: } a\theta_x = \theta_t, \quad aA\Phi_x = A\Phi_t, \quad (9)$$

Определяя вторые производные

$$\begin{aligned} a^2\theta_{xx} &= a\theta_{tx}, \quad \theta_{tt} = a\theta_{xt}, \\ a^2A\Phi_{xx} &= aA\Phi_{tx}, \quad A\Phi_{tt} = aA\Phi_{xt}, \end{aligned}$$

подставляя в квадратные скобки обоих оператора при синусах и косинусах, имеем

$$\begin{aligned} a^2\theta_{xx} - \theta_{tt} &= a\theta_{tx} - a\theta_{xt} = 0, \\ a^2A\Phi_{xx} - A\Phi_{tt} &= aA\Phi_{tx} - aA\Phi_{xt} = 0, \\ a^2\theta_x \cdot A\Phi_x - \theta_t \cdot A\Phi_t &= a^2\theta_x \cdot A\Phi_x - a^2\theta_x \cdot A\Phi_x = 0. \end{aligned}$$

В этом случае операторы в квадратных скобках равны нулю.

Таким образом, уравнение (8) при выполнении условий (9) превращается в тождество.

Вариант 2

Во втором случае дифференциальные соотношения между смежными аргумент-функциями имеют вид

$$a\theta_x = -\theta_t, \quad aA\Phi_x = -A\Phi_t. \quad (10)$$

Определяем вторые производные

$$\begin{aligned} a^2\theta_{xx} &= -a\theta_{tx}, \quad \theta_{tt} = -a\theta_{xt}, \\ a^2A\Phi_{xx} &= -aA\Phi_{tx}, \quad A\Phi_{tt} = -aA\Phi_{xt}, \end{aligned}$$

подставляя в квадратные скобки, получим

$$\begin{aligned} a^2\theta_{xx} - \theta_{tt} &= a\theta_{tx} - a\theta_{xt} = 0, \\ a^2A\Phi_{xx} - A\Phi_{tt} &= aA\Phi_{tx} - aA\Phi_{xt} = 0, \\ a^2\theta_x \cdot A\Phi_x - \theta_t \cdot A\Phi_t &= a^2\theta_x \cdot A\Phi_x - a^2\theta_x \cdot A\Phi_x = 0. \end{aligned}$$

Следовательно, уравнение (8) при выполнении условий (10) также превращается в тождество.

Вариант 3

$$a\theta_x = \theta_t, \quad aA\Phi_x = -A\Phi_t. \quad (11)$$

В этом случае знаки между дифференциальными соотношениями противоположны. Для вторых производных в определяющих дифференциальных уравнениях тождество выдерживается. Но в третьем – тождества нет. Действительно

$$\begin{aligned} a^2\theta_x \cdot A\Phi_x - \theta_t \cdot A\Phi_t &= a^2\theta_x \cdot A\Phi_x - \\ &- (a\theta_x) \cdot (-aA\Phi_x) = 2a^2\theta_x \cdot A\Phi_x \neq 0. \end{aligned}$$

Соотношения (11) не удовлетворяет уравнению (8). Решение имеет вид

$$\begin{aligned} u &= C_1 \exp \theta_1 \cdot (C'_1 \cdot \sin A_1 \Phi_1 + C''_1 \cdot \cos A_1 \Phi_1) + \\ &+ C_2 \exp \theta_2 \cdot (C'_2 \cdot \sin A_2 \Phi_2 + C''_2 \cdot \cos A_2 \Phi_2), \end{aligned} \quad (12)$$

при ограничении аргумент-функций

$$\begin{aligned}
a\theta_{1x} &= \pm\theta_{1t}, & aA_1\Phi_{1x} &= \pm A_1\Phi_{1t}, \\
a\theta_{2x} &= \pm\theta_{2t}, & aA_2\Phi_{2x} &= \pm A_2\Phi_{2t}, \\
a^2\theta_{1xx} - \theta_{1tt} &= 0, & a^2A_1\Phi_{1xx} - A_1\Phi_{1tt} &= 0, \\
a^2\theta_{2xx} - \theta_{2tt} &= 0, & a^2A_2\Phi_{2xx} - A_2\Phi_{2tt} &= 0.
\end{aligned}$$

От частных решений (7), (12) переходим к общему, в виде

$$\begin{aligned}
u &= \sum_1^n C_i \exp \theta_i \cdot (C'_i \cdot \text{Sin} A_i \Phi_i + C''_i \cdot \text{Cos} A_i \Phi_i) + \\
&+ \sum_2^m C_j \exp \theta_j \cdot (C'_j \cdot \text{Sin} A_j \Phi_j + C''_j \cdot \text{Cos} A_j \Phi_j). \quad (13)
\end{aligned}$$

при условии

$$\begin{aligned}
a_i\theta_{ix} &= \pm\theta_{it}, & a_iA_i\Phi_{ix} &= \pm A_i\Phi_{it}, \\
a_i\theta_{jx} &= \pm\theta_{jt}, & a_iA_j\Phi_{jx} &= \pm A_j\Phi_{jt}, \\
a_i^2\theta_{ixx} - \theta_{itt} &= 0, & a_i^2A_i\Phi_{ixx} - A_i\Phi_{itt} &= 0, \\
a_i^2\theta_{jxx} - \theta_{jtt} &= 0, & a_i^2A_j\Phi_{jxx} - A_j\Phi_{jtt} &= 0.
\end{aligned}$$

Анализ показывает, что ограничения на аргумент-функции представлены дифференциальными соотношениями и уравнениями такого же типа, как исходные волновые. Данная особенность определяет условия существования неизвестных аргумент-функций и, в конечном счете, решений волнового уравнения (1).

Таким образом, решения (13) позволяют определить серию новых решений волнового уравнения, за счет аргумент-функций, с целью удовлетворения краевых условий разнообразных прикладных задач.

3. Анализ полученного результата

Рассмотрим простейший вариант частных решений. При этом следует подчеркнуть, что одинаковые дифференциальные соотношения и уравнения для смежных аргумент-функций предполагает одинаковые координатные зависимости решений

$$\begin{aligned}
\theta_{xx} = \theta_{tt} &= A\Phi_{xx} = A\Phi_{tt} = 0. \\
u &= C_1 \exp \theta_1 \cdot (C'_1 \cdot \text{Sin} A_1 \Phi_1 + C''_1 \cdot \text{Cos} A_1 \Phi_1) + \\
&+ C_2 \exp \theta_2 \cdot (C'_2 \cdot \text{Sin} A_2 \Phi_2 + C''_2 \cdot \text{Cos} A_2 \Phi_2).
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
a\theta_{1x} &= \pm\theta_{1t}, & aA_1\Phi_{1x} &= \pm A_1\Phi_{1t}, \\
a\theta_{2x} &= \pm\theta_{2t}, & aA_2\Phi_{2x} &= \pm A_2\Phi_{2t}, \\
a^2\theta_{1xx} - \theta_{1tt} &= 0, & a^2A_1\Phi_{1xx} - A_1\Phi_{1tt} &= 0, \\
a^2\theta_{2xx} - \theta_{2tt} &= 0, & a^2A_2\Phi_{2xx} - A_2\Phi_{2tt} &= 0.
\end{aligned}$$

Решая дифференциальные уравнения, получим

$$\begin{aligned}
A_1\Phi_1 &= A_1A_3 \cdot x + A_1A_4 \cdot t, \\
\theta_1 &= A_1A_5 \cdot t + A_1A_6 \cdot x, \\
A_2\Phi_2 &= A_2A_7 \cdot x + A_2A_8 \cdot t, \\
\theta_2 &= A_2A_9 \cdot t + A_2A_{10} \cdot x.
\end{aligned}$$

Подставляя последние выражения в дифференциальные соотношения

$$\begin{aligned}
aA_1\Phi_{1x} &= A_1\Phi_{1t} = a \cdot A_1A_3 = A_1A_4, \\
a\theta_{1x} &= \theta_{1t} = aA_1A_6 = A_1A_5, \\
aA_2\Phi_{2x} &= -A_2\Phi_{2t} = aA_2A_7 = -A_2A_8, \\
a\theta_{2x} &= -\theta_{2t} = aA_2A_{10} = -A_2A_9.
\end{aligned}$$

С учетом преобразований запишем аргумент-функции

$$\begin{aligned}
A_1\Phi_1 &= A_1A_2 \cdot x + aA_1A_2 \cdot t = A_1A_3 \cdot (x + a \cdot t), \\
\theta_1 &= aA_1A_5 \cdot t + A_1A_5 \cdot x = A_1A_6 \cdot (x + a \cdot t),
\end{aligned} \tag{14}$$

$$\begin{aligned}
A_2\Phi_2 &= A_2A_6 \cdot x - aA_2A_6 \cdot t = A_2A_7 \cdot (x - a \cdot t), \\
\theta_2 &= -aA_2A_9 \cdot t + A_2A_9 \cdot x = A_2A_{10} \cdot (x - a \cdot t).
\end{aligned} \tag{15}$$

Подставляя аргумент функции (14), (15) в выражение (12) получим

$$\begin{aligned}
u &= C_1(\exp A_1A_6(x + a \cdot t)) \cdot (C_1' \sin A_1A_3(x + a \cdot t) + C_1'' \cos A_1A_3(x + a \cdot t)) + \\
&+ C_2(\exp A_2A_{10}(x - a \cdot t)) \cdot (C_2' \sin A_2A_7(x - a \cdot t) + C_2'' \cos A_2A_7(x - a \cdot t)) \tag{16}
\end{aligned}$$

В выражении (16) аргумент-функции для тригонометрических зависимостей и экспонент являются одинаковыми. В общем виде запишем

$$u = \varphi_1((x + a \cdot t)) + \varphi_2(x - a \cdot t).$$

Но этот общий результат представлен в выражении (4), как формула Даламбера [3]. В данном случае функции φ показаны в (16). Кроме этого, решение (16) хорошо вписывается в начальные условия вида

$$u^* = C^o \cdot \exp(\pm bt) \cdot (C_1 \text{Sin}kt + C_2 \text{Cos}kt).$$

Это зависимость для возрастающих или затухающих колебаний. Упростим выражение (16) при

$$x = 0, a \cdot A_1 A_6 = b, k = A_1 A_3 a, \quad x = 0, A_2 A_{10} = b, k = A_2 A_7 a$$

$$u^* = C_1 (\exp(bt)) \cdot (C_1' \text{Sin}(kt) + C_1'' \text{Cos}(kt)) + C_2 (\exp(-bt)) \cdot (C_2' \text{Sin}(-k \cdot t) + C_2'' \text{Cos}(-ka \cdot t)). \quad (17)$$

Появляются варианты (17) возрастающей, убывающей функций или их совместного действия. Последнее решение является показательным при использовании предложенных подходов.

Выводы

1. Рассмотрено решение динамической линейной и пространственной задач теории упругости на примере трех вариантов с использованием аргумент-функций.
2. Показаны дифференциальные уравнения, решения которых определяют сами функции.
3. Представлены условия существования новых решений волновой задачи, ограниченных краевыми условиями разных процессов.
4. Известные решения динамической задачи находятся в соответствии с предложенными подходами и являются их частными решениями.

Литература

1. Чигиринский В.В., Плахотник В.В., Шейко С.П.: Особенности динамической задачи в обработке металлов давлением. Обработка материалов давлением, Сб. трудов ДонНГМА, 2012, № 4, с. 21÷25.
2. Пановко Я.Г.: Основы прикладной теории упругих колебаний и удара. Л.: Машиностроение, 1976.
3. Тихонов А.Н., Самарский А.А.: Уравнения математической физики. М.: Наука, 1966.
5. Бабанов И.М.: Теория колебаний. М.: Наука, 1968.
6. Бронштейн И.М., Семендяев К.Л.: Справочник по математике. М.: Наука, 1964.
7. Норичин И.А.: Проектирование кузнечных и холодноштамповочных цехов и заводов. М.: Высшая школа, 1977.
8. Putnoki A.Yu.: Mathematical model of rolling dynamics when filling finishing train of wide-strip mill with strip. Metallurgical and Mining Industry "International scientific conference. Reliability of technologic equipment" RSTE-2015, Dnipropetrovs'k 2015, № 11, p. 218÷222.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СОРТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ГЛАДКОЙ БОЧКЕ

NUMERICAL SIMULATION OF HOT LABORATORY ROLLING OF A ROUND BAR IN FLAT ROLLS

*Дёмин Д.О. *, Лабутина Т.М. *, Аксенов С.А. *, Мазур И.П. ***

*НИУ Высшая школа экономики, МИЭМ, **Липецкий Государственный Технический Университет

Abstract

A process of laboratory rolling of a round bar on flat rolls is studied using numerical simulations and physical experiments. The simulations are performed using 3D and 2.5D formulations of a forming problem. The particular objective of the work is to compare the results of numerical simulations with experimental measurements in order to study the effect of mathematical formulation on the correctness and adequacy of simulation.

Введение

Современные методы компьютерного моделирования позволяют строить детализированные прогнозы течения материала при обработке давлением [1]. При этом основным источником ошибок является не вычислительная точность применяемых математических и численных методов, а корректность закладываемых в них уравнения состояния материала и граничных условий. Чем более изощренная и детализированная модель применяется для построения прогнозов поведения механической системы, тем более детально необходимо описывать начальные и граничные условия [2, 3].

В данной работе процесс прокатки круглого прутка на гладкой бочке исследуется с использованием натуральных и вычислительных экспериментов. Моделирование процесса производится в 3D и 2,5D постановках. Цель работы заключается в исследовании влияния метода моделирования на качество получаемых прогнозов формоизменения материала при прокатке круглого прутка на гладкой бочке.

1. Эксперименты и компьютерное моделирование процесса прокатки прутка круглого сечения на гладкой бочке

Эксперименты по прокатке балки круглого сечения проводились в Техническом университете Остравы – VSB-TUO (Чешская республика) на лабораторном стане горячей прокатки. По завершении процесса прутки остужались и разрезались на темплеты для последующего анализа. Измерения с точностью до одной десятой миллиметра проводились по

цифровым сканам темплетов. Прокатка осуществлялась на реверсивном стане на гладких валках диаметра 350 мм со скоростью 18 мин⁻¹. Круглый пруткок диаметра 42 мм из нержавеющей стали AISI-304 нагревался до исходной температуры в 1100 и 1200°C, после чего прокатывался с различными обжатиями, значения которых приведены в таблице 1.

Таблица 1.

Обжатия и температуры экспериментов

Температура, °С	Номинальное обжатие, мм	Финальная высота заготовки, мм
1200	10	31,7
1200	16	26,0
1200	22	20,2
1100	10	31,7
1100	16	26,0
1100	22	20,6

При моделировании процесса учитывалось формоизменение четверти заготовки с применением граничных условий симметрии на нижней и боковой кромках. Величины обжатий выбраны в соответствии с финальной высотой заготовки, измеренной после прокатки. Для описания поведения материала были использованные уравнения состояния и константы, соответствующие поведению стали AISI-304 при горячей деформации, представленные в работе [4]. Значение коэффициента трения было выбрано равным 0,4.

Для расчета теплообмена с окружающей средой и между объектами были использованы следующие характеристики материала: теплопроводность (λ) – задавалась как функция температуры (при температуре 100°C $\lambda = 12,1$ Вт/(м · К), при температуре 1300°C – $\lambda = 28,5$ Вт/(м · К); удельная теплоемкость $c = 2$ Дж/(кг · К). При описании теплообмена заготовки с воздухом и валками температура воздуха принималась равной 20°C, температура валков – 25°C.

Коэффициент конвективного теплообмена между прутком и воздухом – $\alpha_{\text{воз}} = 0,02$ кВт/(м² · К); коэффициент теплообмена между прутком и валками – $\alpha_{\text{вал}} = 5$ кВт/(м² · К).

Моделирование осуществлялось двумя способами. Первый способ – классическое 3D моделирование с применением метода конечных элементов (МКЭ) для решения задачи пластического формоизменения в пространственной постановке [5]. Второй способ – моделирование с применением так называемого 2,5D подхода – пространственная модель

очага деформации строится из набора плоских сечений, ортогональных направлению прокатки. При построении каждого сечения используется решение обобщенно-плоской задачи формоизменения со специальным алгоритмом расчета вытяжки [6, 7].

2. Результаты расчетов

На рисунке 1 представлены поля распределений интенсивности деформации после прокатки прутка, предварительно нагретого до температур 1100°C и 1200°C.

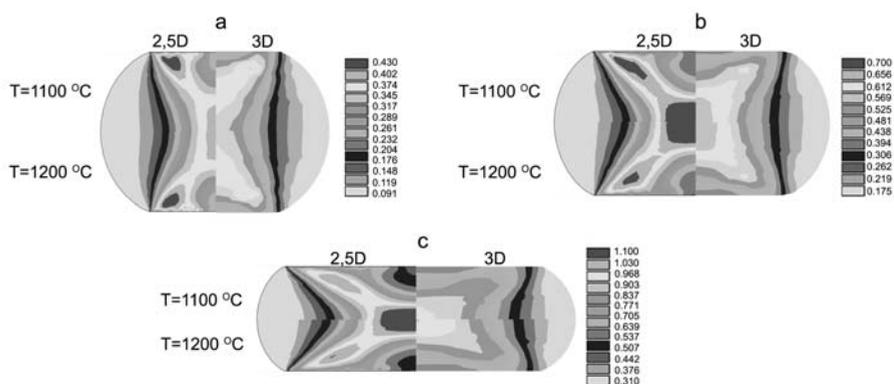


Рис. 1. Сравнение распределений интенсивности деформации, полученных при 2,5D и 3D моделировании процесса прокатки круглого прутка для различных начальных температур и обжатий: (а) 10 мм, (б) 16 мм, (с) 22 мм

На рисунке 2 приведено сравнение спрогнозированных форм заготовок после прокатки с фотографиями темплетов.

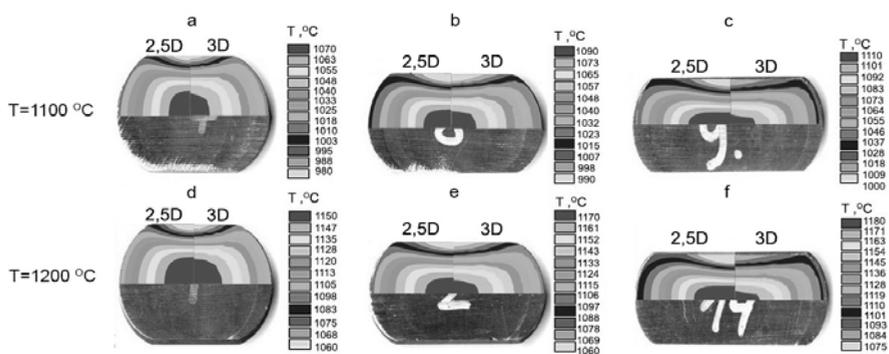


Рис. 2. Сравнение формы сечения прутка рассчитанной с помощью МКЭ с полученной в эксперименте при прокатке с начальной температурой прутка 1100 и 1200°C с обжатием (а),(d) 10 мм, (б),(е) 16 мм, (с),(f) 22 мм (цветом показано распределение температуры на выходе из очага деформации)

Цветом показано распределение температуры в прутке после прокатки, рассчитанное различными способами. Различия в прогнозах распределения температуры незначительны и не превышают 9%.

Заключение

Исследование процесса прокатки прутка из стали AISI-304 на гладкой бочке показало, что разница начальной температуры в 100 градусов оказывает незначительное влияние на напряженно-деформированное состояние и конечную форму прутка. Данный результат наблюдается при прокатке прутков, предварительно нагретых до 1100 и 1200°C, с различными обжатиями, как в лабораторных экспериментах, так и при моделировании с использованием различных методик.

Распределения интенсивности деформации, полученные в результате 2,5D и 3D моделирования, демонстрируют качественное сходство. При малых обжатиях максимальная проработка материала наблюдается в приконтактных зонах. С увеличением обжатия области с максимальной интенсивностью деформации смещаются в центр заготовки с образованием деформационного креста, характерного для процессов прокатки. Поля распределения температур для обеих постановок согласуются между собой. Спрогнозированные формы заготовок также хорошо соотносятся с результатами эксперимента.

Представленные данные свидетельствуют о том, что при наличии неопределённости в значениях граничных условий упрощенное экспресс-моделирование с помощью методики 2,5D позволяет строить приемлемые предварительные прогнозы формоизменения материала при прокатке.

Список литературы

1. Santosh K., Bharat S.K.: A Study on Thermo-Mechanical Analysis of Hot Rolling & Estimation of Residual Stresses by using FEM. IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering, 2013. Vol. 9, p. 26÷34.
2. Kannan S., Harish P.C.: Prediction of microstructure evolution during multi-stand shape rolling of nickel-base superalloys. Integrating Materials and Manufacturing Innovation, 2014, p. 3÷27.
3. Shuixuan Chen, Weigang Li, Xianghua Liuc: Calculation of rolling pressure distribution and force based on improved Karman equation for hot strip mill. International Journal of Mechanical Sciences, 2014, Vol. 89, p. 256÷263.
4. Aksenov S.A., Puzino Y.A., Kliber J., Bober S.A.: Processing of plane strain compression test results for investigation of AISI-304 stainless steel constitutive behavior. Journal of Chemical Technology and Metallurgy, 2015, Vol. 50, № 6.
5. Kim S.-Y., Im Y.-T.: Three-dimensional finite element analysis of non-isothermal shape rolling. Journal of Materials Processing Technology, 2002, Vol. 127. p. 57÷63.
6. Логашина И.В., Чумаченко Е.Н.: Математическое моделирование течения металла при прокатке: Учебное пособие для ВУЗов. М.: МИЭМ, 2005
7. Aksenov S.A., Chumachenko E.N., Logashina I.V., Kubina T.: Numerical simulation in roll pass design for bar rolling. Metalurgija, 2015, Vol. 1, № 54, p. 75÷78.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСА КАЛИБРОВ ПРИ ПРОКАТКЕ КАТАНКИ В УСЛОВИЯХ СРЕДНЕСОРТНО-ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА 400/200

STUDY OF WEAR AND TEAR OF PASSES/GROOVES AT ROLLING WIRE ROD IN A MEDIUM-WIRE MILL 400/200 PJSC "DMC"

Ершов С.В. *, Кравченко Е.А. *, Гаврилин С.Ю. *, Андреев В.В. **

**Днепродзержинский Государственный Технический Университет, Metallurgical Faculty, Department of Metal Forming, **NMetAU, Faculty of Materials Science and Metal Forming, Department of Metal Forming under the leadership of acad. A. P. Cherkmarova*

Abstract

During the operation of rolling mills, the thousands of rolls failed and scrapped due to wear each year. These circumstances lead to necessity of ways finding to improve the rolls wear. The article contains results of the roll wear analysis during production of round profile. The 6-th rolling mill stands of rolling mill 400/200 PJSC "DMC" was investigated during of rolling of wire rod profile with diameter 5,5 mm. The showed results explain the rolls wearing in dependence of metal forming characteristics.

Введение

На сегодня наблюдается тенденция повышения требований к качеству готовой продукции без увеличения её себестоимости. Прокатные валки – основной инструмент, эксплуатационные характеристики которого влияют непосредственно на производительность стана и качество проката.

1. Анализ состояния вопроса

Увеличения износостойкости валков можно достичь несколькими методами. К наиболее распространенным относятся повышение твёрдости поверхности легирования и модификации металла валка, использование валков с литыми ручьями, закалка. Наличие большого количества факторов, влияющих на износ валков, затрудняет получение зависимостей, учитывающих их в полной мере и позволяющих вычислить величину износа. Эффективным методом прогнозирования и исследования износа стало компьютерное моделирование методом конечных элементов.

2. Цель исследования и постановка проблемы

Целью данной работы является: исследование износа калибров валков при прокатке катанки в условиях стана 400/200 ПАО «ДМК»; определение влияния течения металла и распространения деформации на износ калибров

при прокатке; определение величины критерия износа; сравнение полученных результатов и сделанного на их основе прогноза износа валков с данными, полученными в производственных условиях.

3. Материалы исследования

Для исследования износа при прокатке овального раската в круглом калибре были собраны данные износа с помощью щупа и шаблона в клети №6 на стане 400/200 ПАО «ДМК». Величины износа калибров показаны на рис. 1, где также указано количество прокатанного металла.

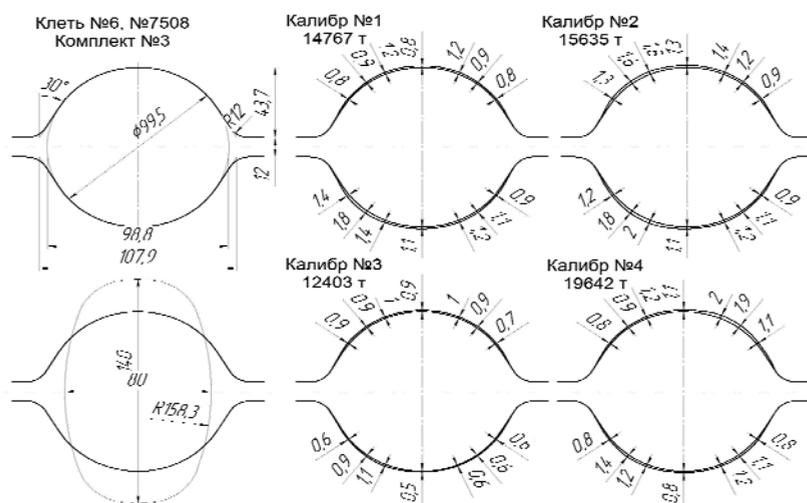


Рис. 1. Размеры калибра и раската, который задаётся в валки, а также распределение износа по калибрам клети № 6

Наибольший износ наблюдался в местах, расположенных под углом $\sim 30^\circ$ к вертикальной оси. Такой износ обусловлен разницей в скольжении металла на различных участках поверхности контакта раската с валками. Минимальное скольжение металла в очаге деформации должно быть по центру верхнего и нижнего ручья калибра, где наблюдается только продольное скольжение при минимальной длине очага деформации и вблизи мест разъема, куда металл поступает в результате распространения в конце обжатия перед выходом из очага деформации.

В местах, соответствующих максимальному износу, наблюдается наибольшее скольжение, поскольку металл в этом случае проходит крупнейший путь вдоль очага деформации, и в этих же местах возникает максимальное поперечное скольжение от уширения.

Количество прокатанного металла в каждом калибре клети № 6 в 2÷3 раза превышает допустимое по технологической инструкции – 6000 т.

Теоретический расчет деформированного состояния при прокатке в калибре выполняли в программном пакете ESV-Deform, разработанном на кафедре ОМД ДГТУ, вычисления в котором происходят с помощью метода конечных элементов. Общая методика процесса моделирования приведена в работе [1]. Получена трехмерная модель очага деформации, которая была разделена на три сечения для рассмотрения течения металла в каждом: плоскость в момент контакта металла с валками на входе плоскость в центре и на выходе из очага деформации. Результаты расчетов представлены на рис. 2.

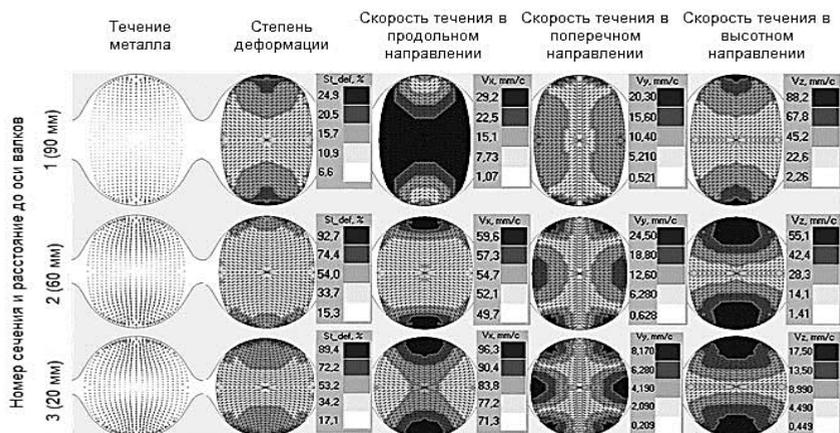


Рис. 2. Результаты моделирования деформированного состояния калибра клетки № 6

Видно, что при прохождении раската по длине очага деформации интенсивность течения металла увеличивается. Максимальная интенсивность сосредоточена в области контакта металла с валками и направлена в сторону центра раската. Также наблюдается течение металла от центра раската в горизонтальном направлении, что связано со свободным уширением металла в открытом калибре.

Для прогнозирования интенсивности износа калибров принимаем следующий критерий, который рассчитывается по формуле:

$$K_{изн} = p_{xcp} \cdot v_{ск.ср.} \cdot \frac{l^2}{2}, \quad (1)$$

где:

p_{xcp} – среднее значение давления металла на валки, Н/мм²;

$v_{ск.ср.}$ – среднее значение скорости скольжения металла с валками, мм/с;

l – длина дуги контакта металла с валком, мм.

Далее разбиваем раскат на поперечные сечения (рис. 3).

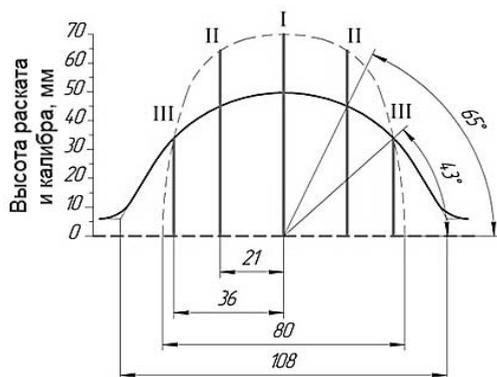


Рис. 3. Распределение сечений по ширине калибра

По данным распределения давления, полученных в исследованиях П.Л. Клименка (табл. 35, [2]), была построена диаграмма распределения давления по длине контакта в каждом сечении калибра клетки № 6 (рис. 4).

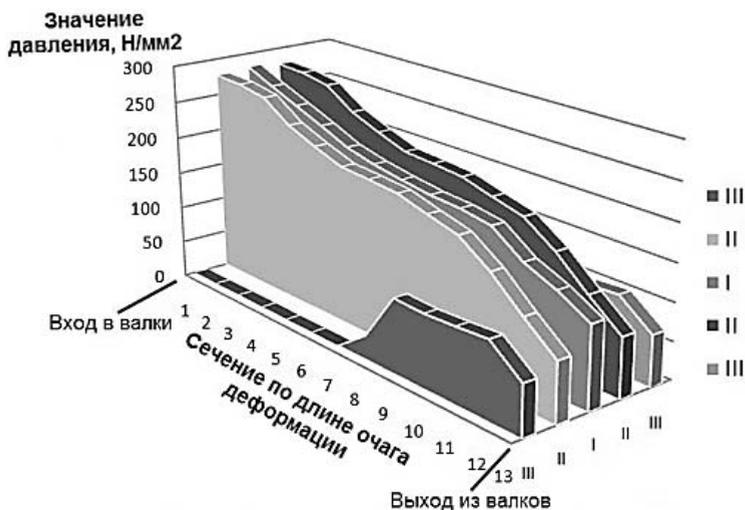


Рис. 4. Диаграмма распределения давления при прокатке в круглом калибре

Расчет значения $K_{изн}$ для каждого сечения по формуле (1), получили график распределения величины критерия износа по ширине круглого калибра (рис. 5).



Рис. 5. Распределение критерия износа

Выводы

Приведена методика прогнозирования величины износа калибра при помощи критерия, учитывающего среднее давление, скорость скольжения металла и длину очага деформации. Прогнозирование износа по результатам моделирования подтверждается практическими данными, собранными на прокатном стане.

Существует необходимость проведения дополнительных исследований для выявления зависимости износа калибров от параметров, определяемых течением металла в калибрах стана 400/200.

Литература

1. Ершов С.В.: Развитие теории напряженно-деформированного состояния металла при прокатке крупных круглых профилей с пониженным трещинообразованием в системах сортовых калибров. Дис. на соискание научной степени докт. техн. Наук. Ершов Сергей Владимирович, Днепродзержинск 2008.
2. Клименко П.Л., Данченко В.Н.: Контактные напряжения при прокатке. Днепропетровск: Пороги 2007.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СОГНУТОЙ ПРОФИЛЬНОЙ ТРУБЫ

DETERMINATION OF STRESS-STRAIN STATE OF BENT SHAPED TUBE

Горбенко А.И., Горбенко И.И., Матюхин А.Ю., Широкобоков В.В.

ТОВ «ВЕРДА»; Запорожский национальный технический университет, Машиностроительный факультет, Кафедра обработки металлов давлением

Abstract

In the article the brought method determination of the tensely-deformed state of bent rectangular pipe by a test hardness with illumination of his advantages.

In basis of the chosen research the put task that consists in the simplified researches of the tensely-deformed state of bent rectangular pipe. The decision of task is executed with the use of method of test hardness.

Введение

Экспериментальные исследования определения напряженно-деформированного состояния согнутой детали из профильной трубы проведены методом определения твердости, который основан на допущении о том, что между твердостью деформированного металла и интенсивностью напряженного состояния в пластической области деформированного тела существует однозначная функциональная зависимость.

Наиболее важные с этой точки зрения исследования проведенные Г.Д. Делем [1], который установил связь между твердостью и интенсивностью напряжений и деформаций при испытании трубчатых образцов и показал, что зависимость между твердостью и интенсивностью напряжений является единой для различных схем напряженного состояния и не зависит от пути нагружения.

В ходе проведения исследований степень деформации и интенсивность напряженного состояния определялись опытным и расчетным путем по измеренной твердости в исследуемых полосках пластически деформированной заготовки по методике, разработанной Г. А. Смирновым Аляевим [2].

Поскольку связь между σ_i и ϵ_i устанавливается при монотонной деформации вне зависимости от напряженно-деформированного состояния, интенсивность напряжений и деформаций в образце определено испытанием на простое линейное растяжение.

Для создания условий равенства деформаций в направлениях, перпендикулярных действию силы, которая растягивает образец (то есть вид напряженно деформированного состояния является простым растяжением) длина разрывных образцов устанавливалась в 10 раз больше ширины их рабочей части.

1. Подготовка экспериментального исследования

В соответствии с вышеизложенным, для данного исследования изготовлены 4 специальные образцы длиной 535 мм из трубы $\frac{40 \times 40 \times 4,0 \text{ ГОСТ } 8639-82}{\text{Ст3пс ГОСТ } 13663-86}$ [3, 4].

На поверхность рабочей части образцов нанесена разделительная сетка из квадратных ячеек размером 5,0 x 5,0 мм. Распределительная сетка на образцах полученная нанесением неглубоких рисок. Размер ячеек сетки 5,0 x 5,0 мм принят исходя из требований ГОСТ 9013 59 (ИСО 6508 86) [5], который устанавливает расстояние между центрами двух соседних отпечатков не менее четырех диаметров отпечатка (но не менее 2 мм), а расстояние от центра отпечатка до края образца должно быть не менее 2,5 диаметров отпечатка (но не менее 1 мм). Размер ячеек измерялся на центроискателе оптическом 2455АФ1М с точностью 0,01 мм (рис. 2). Результаты измерений занесены в таблицу 1. Опытные образцы труб показаны на рис.1.

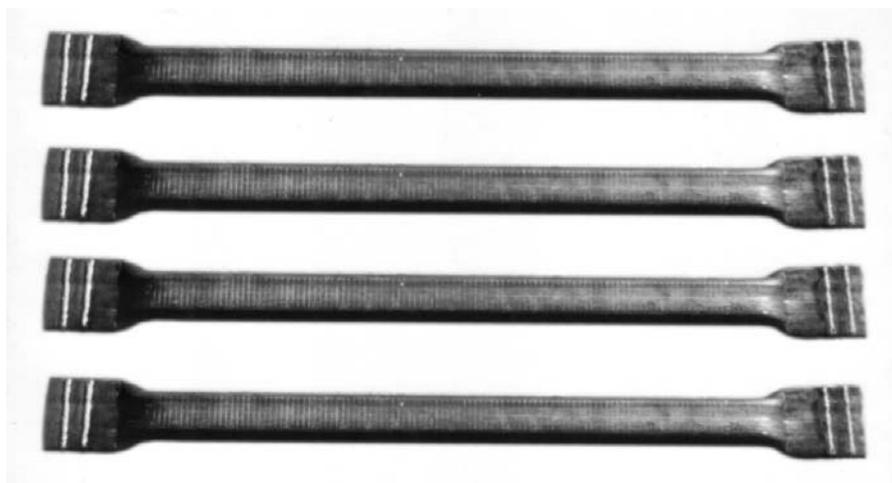


Рис. 1. Разрывные образцы труб $\frac{40 \times 40 \times 4,0 \text{ ГОСТ } 8639-82}{\text{Ст3пс ГОСТ } 13663-86}$

Проведение испытания на растяжение выполнены на разрывной машине типа Р – 50, зав. № 259, пов. № 11 – 3191 – 15, номинальным усилием 500 кН.

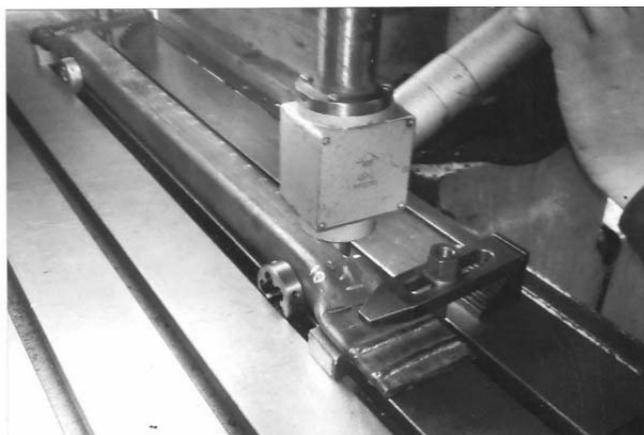


Рис. 2. Измерения размера ячеек на центроискателе оптическом 2455АФ1М

Измерение твердости проведены в соответствии с требованиями ГОСТ 22761 – 77 Металлы и сплавы. Методы измерения твердости по Бринелю переносными твердомерами статического действия. Использованный прибор: переносной твердомер динамический ТД – 42, зав. № 332, пов. № 11 – 1748 – 15, $\delta_{НВ} = \pm$ от 0,5 до 3%. Прибор для измерения твердости соответствовал требованиям ГОСТ 23677 79 [6]. Измерение твердости проведены при температуре 20°C.

2. Порядок проведения экспериментального исследования

Выше указанные разрывные образцы последовательно нагружались на разрывной машине до достижения остаточной деформации относительного удлинения 0,2% (предельная текучесть). Величина усилия при этом определялась с помощью силоизмерителя разрывной машины.

После каждой нагрузки проводилось измерение остаточного удлинения отдельных групп последовательных ячеек и измерения твердости образца в середине ячеек в направлении вдоль оси образца.

Затем образцы непрерывно растягивались до разрыва, после чего определялась деформация ячеек в области устойчивости деформации (зона равноудалена от головки образца и места разрыва).

В связи с невозможностью проведения замера толщины образца в устойчивой полосе растяжения, площадь поперечного сечения образца в стадии предельно устойчивой деформации F_y находилась по формуле (1):

$$F_y = F_0 \frac{l_y}{l_0} = \frac{F_0}{1 + \delta_0}. \quad (1)$$

Интенсивность деформации $(\varepsilon_i)_B$ и интенсивность напряжений $(\sigma_i)_B$ в момент разрыва образца определялись по следующим формулам (2, 3):

$$(\varepsilon_i)_B = \varepsilon_y = \ln \frac{F_0}{F_y} = 2,3025 \lg \frac{F_0}{F_y}, \quad (2)$$

$$(\sigma_i)_B = \sigma_y = \frac{P_{max}}{F}. \quad (3)$$

Для уточнения величины $\frac{l_y}{l_0}$ испытание половины количества образцов прекращалось в момент начала образования «шейки» (рис. 3).

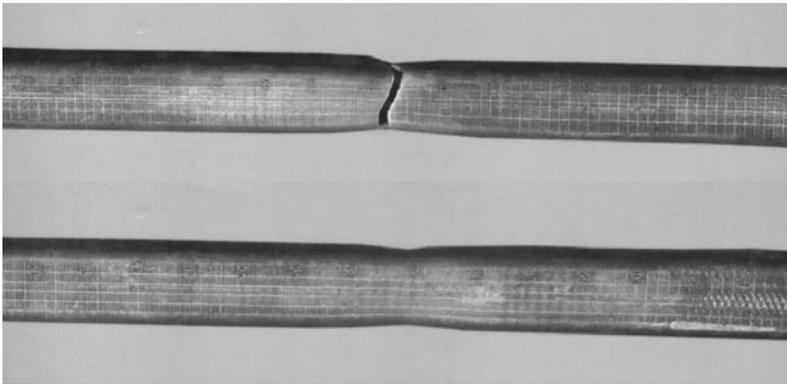


Рис. 3. Разорванный и растянутый образцы

Интенсивность напряженного состояния в точке исследования пластически деформированной детали определялась из уравнения, приведенного Д. П. Беклемишевым [2]:

$$\frac{\sigma_y - \sigma_i}{\sigma_y - \sigma_T} = \frac{H_y - H}{H_y - H_T} \cdot \frac{H_T + (H_y - H)^2}{H_T + (H_y - H_T)^2}, \quad (4)$$

где: H_T – начальная твердость; H_y – твердость при предельной устойчивой деформации; H – число твердости образца в данной текучей стадии процесса растяжения; σ_T – граница текучести; σ_y – истинное напряжение в момент максимального усилия при растяжении; σ_i – интенсивность напряжений.

По данным измерений построена сдвоенная диаграмма (рис. 4) зависимости ε_i от H и σ_i от H из которой определялись напряжения и деформации в пластически деформированной полосе изогнутой детали.

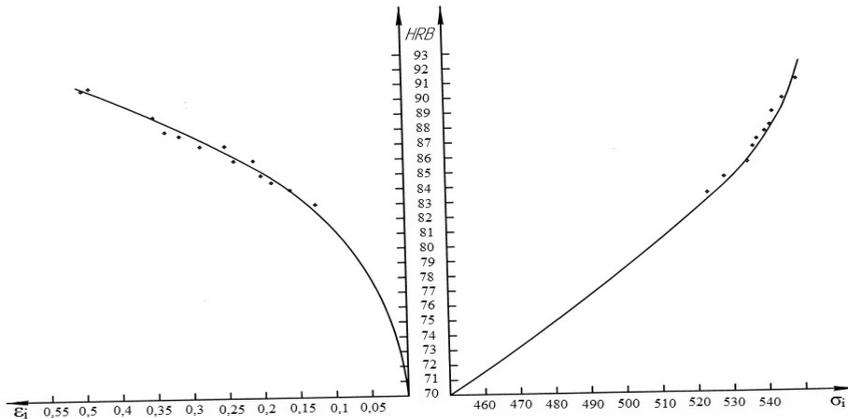


Рис. 4. Диаграмма зависимости $\varepsilon_i - H$ та $\sigma_i - H$ исследуемого образца

Значения длина координатных ячеек до и после растяжения, их твердость после растяжения, а также значения величины интенсивности деформации и напряжения опытного образца полученные по формулам (1-4) сведены в таблицу 1.

Таблица 1.

Сводные данные исследования

№ сечения	Длина ячеек		Твердость ячеек после растяжения, HRB	ε_i	σ_i , МПа
	до растяжения, мм	после растяжения, мм			
1	5,02	5,72	83,0	0,13	520,0
2	5,09	5,95	83,5	0,16	524,0
3	5,14	6,32	84,0	0,19	526,2
4	4,91	6,03	85,0	0,21	530,5
5	5,09	6,31	56,0	0,22	533,9
6	4,87	6,00	86,0	0,24	533,9
7	5,06	6,42	86,5	0,25	535,6
8	5,08	6,29	87,0	0,26,	537,0
9	5,02	6,52	87,0	0,28	537,0
10	4,68	6,17	87,5	0,30	538,2
11	5,18	6,99	87,5	0,33	538,2
12	5,09	6,87	88,0	0,36	539,3
13	5,03	7,19	89,0	0,36	541,3
14	4,78	6,88	90,5	0,37	544,0
15	5,25	8,76	91,0	0,38	546,7

Выводы

На основании испытания на простое растяжение были определены значения σ_T , σ_y , H_T и H_y для испытуемой прямоугольной трубе. Используя выражение (4), по данным замера твердости в исследуемой точке определяется значение σ_i .

Литература

1. Дель Г.Д.: Определение напряжений в пластической области по распределению твердости. Машиностроение, 1971.
2. Смирнов-Аляев Г.А., Чикидовский В.П.: Экспериментальные исследования в обработке металлов давлением. Машиностроение, 1972.
3. ГОСТ 8639–82. Трубы стальные квадратные. Сортамент. Изд–во стандартов, 1992.
4. ГОСТ 13663–86. Трубы стальные профильные. Технические требования. Изд–во стандартов, 1990.
5. ГОСТ 22761–77. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Бринелю переносными твердомерами статического действия. ИПК Изд–во стандартов, 2003.
6. ГОСТ 23677–79. Твердомеры для металлов. Общие технические требования. Изд–во стандартов, 1991.

ИССЛЕДОВАНИЕ КУЗНЕЧНОЙ ОПЕРАЦИИ ПРОТЯЖКИ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ СХЕМЫ ДЕФОРМАЦИИ «ПРОХОДАМИ» ПУТЕМ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

RESEARCH OF THE FORGE OPERATION OF DRAWING WHILE USING THE DEFORMATION SCHEME “BY PASSES” BY THE WAY OF MATHEMATICAL SIMULATION

*Гринкевич В.А.**, *Дуја Н.***, *Чухлеб В.Л.**, *Ашкелянец А.В.**, *Banaszek G.***

*НМетАУ, факультет материаловедения и обработки металлов, кафедра обработки металлов давлением, **Czestochowa University of Technology

Abstract

Results of mathematical simulation of the plastic metal form changing while performing the forge operation of drawing on the hammer while using the deformation scheme “by passes” had been considered in the present paper. Analysis as to the influence of parameters of the stress-strained state and the temperature on the quality of the hammered forged workpiece to be obtained had been carried out.

Introduction

The forge operation of drawing is one of the most used procedures while producing the hammered forged workpieces. There is a lot of research carrying out the analysis of this operation under so many aspects that it seems impossible to add something new to research of this latter. In particular, results of computerized calculations of stresses arising in the forged workpieces of the square cross section while drawing them are presented in [1]. It is showed that the scheme of the stressed state stimulates the arising of internal failures in the forged workpieces while forging. The questions of the influence of technological factors on metal flow during the forge drawing by means of the block heads ensuring additional shearing deformations in the cross plane of the workpiece had been considered in [2]. The planning of experiment for samples with coordinate grid allowed revealing the most substantial among these factors and to get the equation describing the connection of these values with the angle of fiber twisting relative to the longitudinal axis of the workpiece. Results of the mentioned works and some others are the works for optimizing the whole process of drawing [3] and development of the system for the control of quality of design works concerned with technological forging processes as a whole [4].

However, as it happens often, with a lot of opinions there is no conclusive answer to the question – in what a way we should carry out the forge operation of drawing to obtain the forged workpiece of the most high quality. There are a few

schemes of forge drawing. Each of them is implemented using the main technological parameters. These parameters are:

- absolute as well as relative;
- shape factor of the workpiece;
- the value of unit reduction;
- the value of forge reduction during the deformation;
- the way of applying the deforming force and etc.

1. The task

The task of the present research is to evaluate the results of the mathematical simulation of the drawing process during the smith forging on the hammer using the flat block heads.

2. The object

The object of the work consists in ensuring realization of all the presented factors on the same equipment with the simultaneous choice of the drawing scheme. All the presented parameters are implemented in the chosen scheme. It is necessary to note that the variety of all the drawing schemes is reduced usually to one scheme, which is implemented by the smith on his working place. At the given stage of research we are not able to point definitively to the smith what scheme of drawing is to be preferred in each specific case. It is bound with the fact that the level of mechanization and automation of the forging process is till now in the hands of the smith, who chooses the scheme of drawing familiar to him. In this connection, in purpose of obtaining the required quality of the forged product, we face the necessity of making the well-grounded proposition as to one of the schemes of drawing, basing on the knowledge of differences in using them. In the present work authors make as the aim of their research the determination of indices of the stressed-strained condition while implementing the scheme of drawing “by passes” by the way of mathematical simulation in the program product “FORGE 3” It is impossible to obtain these indices by the way of direct experimental investigation under industrial conditions.

Authors chose the program of computerized simulation “FORGE 3” by the company “Transvalor” (France) for the further theoretical research of the metal form changing. Research was carried out in common with workers of the Czestochowa University of Technology (Poland) in the frame of the contract about cooperation with NMetAU.

Description of the model of the form changing process while simulating the raised problem: the friction law by Amonton is used; the theory of the plastic flow of non-compressive media by Saint-Venant-Levi-Mises is adopted; the problem is considered as 3D one.

The finite elements in the form of tetrahedrons with linear approximation of the average stress and the piece-linear speed approximation are used in the program [5].

The following indices were chosen as initial data: the temperature of the workpiece heating: $T=1200^{\circ}\text{C}$; the temperature of the tool: $T=20^{\circ}\text{C}$; dimensions of the workpiece: $H_w=20\text{ mm}$; $B_w=20\text{ mm}$; $L_w=100\text{ mm}$; the speed of the tool dropping: $V=6\text{ m/s}$; the grade of the workpiece steel: St20.

It is to be noted that the most simple and the most used shape of the block heads is the flat one. Authors chose the workpiece of the square section as initial one to have the possibility of excluding such parameter as non-uniformity of deformation caused by difference in shapes of the tool and the workpiece. It means that shapes of the tool and the workpiece in the beginning of the form changing process while drawing are similar and rectilinear. Further, the determining parameter is the value of feed, which also was chosen in the interval of recommended values and was equal to 0.4 from the width of the block head. The next parameter from the declared ones was the degree of unit reduction. All these parameters were chosen as initial ones. Now let us consider the results of mathematical simulation of the drawing process and parameters of the stressed-strained condition and distribution of the temperature over the passes.

Let us proceed to examination and analysis of parameters of the stressed-strained condition. These parameters are distribution of relative true deformation and distribution of the normal stresses arising in the cross and longitudinal sections of the workpiece by passes and reductions. To have a complete picture we will also examine zones of the temperature distribution in the same sections. It is also to be noted that while simulating we assume the uniform warming up of the workpiece and the initial temperature of metal before deformation equal to 1180°C .

1. The first pass. It had been 3 reductions in all (Fig. 1 and 2).
2. The first reduction after tilting for 90° . It had been 5 reductions in all (Fig. 3).
3. The third pass. It had been 6 reductions in all (Fig. 4).

On the basis of parameters of the stressed-strained condition and taking into account the intermediate tilting between passes for 90° it is possible to follow the changing of the mentioned parameters. It should be noted that at the first reduction in the first pass we can watch all the processes characteristic for the simple process of upsetting, but with presence of one external zone from the side of the rear end. We can see the characteristic stick zone and the distribution of deformation by zones with the maximum deformation in the central layers of the workpiece. As it is known, such distribution, on the one hand, defines the considerable non-uniformity of deformation, but on the other hand it ensures the maximum working up of the central, the most faulty part of the workpiece. The same tendency is also watched in the subsequent reductions of this pass. There we can also see the presence of residual stresses and deformations in the metal, which already had been subjected to deformation. It is the most obvious in the longitudinal section of the workpiece.

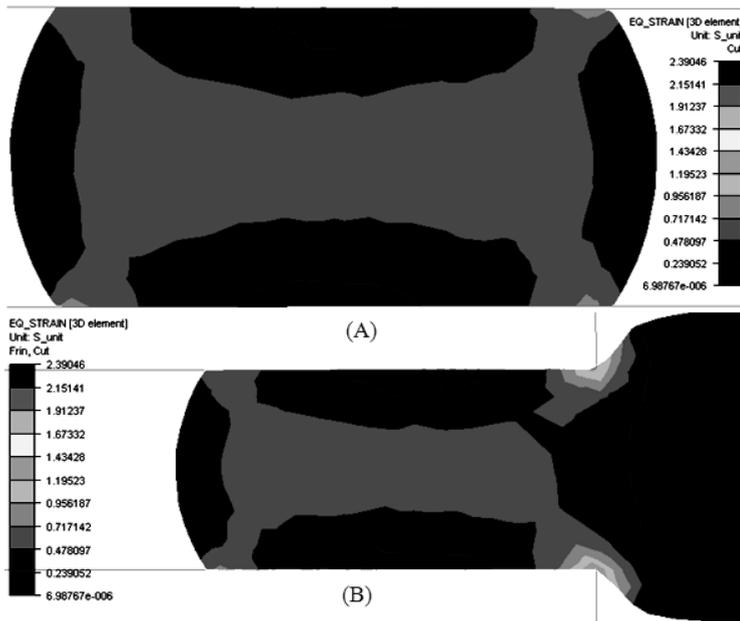


Fig. 1. Distribution of deformations in the first pass and at the first reduction
A – in the cross section, B – in the longitudinal section

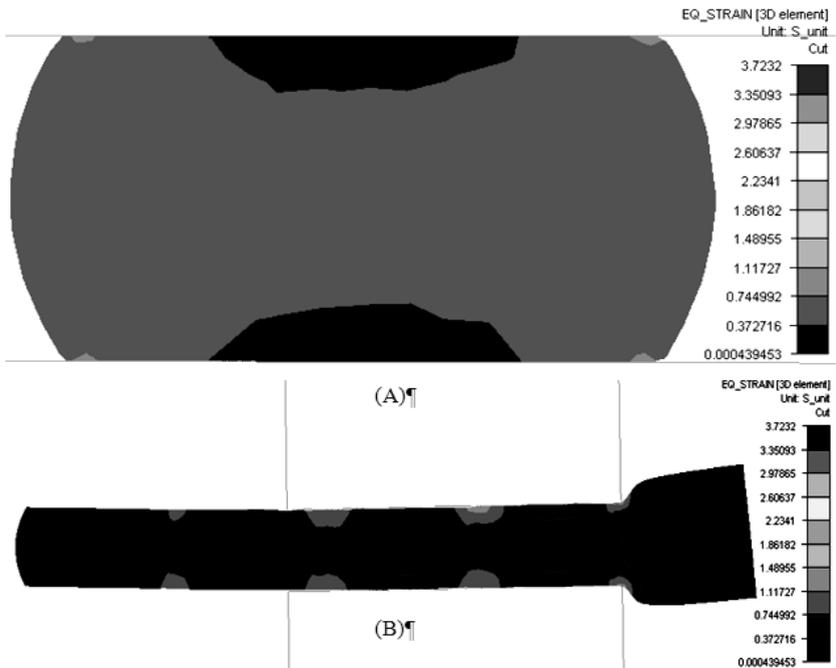


Fig. 2. Distribution of deformations in the first pass and at the third reduction
A – in the cross section, B – in the longitudinal section

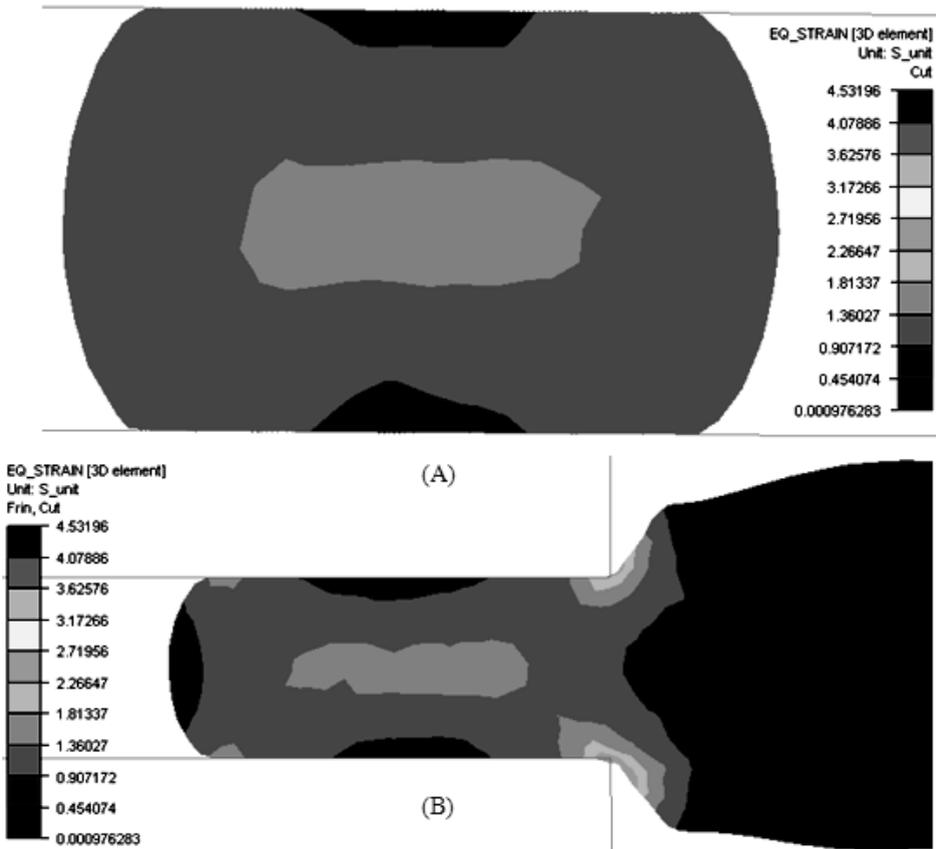


Fig. 3. Distribution of deformations in the second pass and at the first reduction
 A – in the cross section, B – in the longitudinal section

As to the second pass, it should separate here the consideration of the first and subsequent reductions. We would remind that after the last reduction the workpiece is tilted for 90° and reductions begin from the front end of the workpiece. At the first reduction in the second pass we observe the same phenomena which were characteristic for the first reduction in the first pass. It means that we continue to watch upsetting. The differences begin to be revealed in subsequent reductions in the second pass. It is bound with the fact that we have to do with metal which had been previously deformed. But even this is not the main thing. The main point is that besides the non-uniformity of deformation caused by the presence of friction on the contact, the second factor, which also causes the non-uniformity of deformation, namely the difference in shapes of tool and workpiece, comes into effect. It is the consequence of the previous deformation and tilting of the workpiece, and we have the same fault as in the simple process of upsetting – the barrel-shaped lateral surface. As a result, the

distribution of stresses, deformations and temperatures in cross section of the workpiece is sharply changed and loses the symmetry. In longitudinal direction the distribution of all the parameters under consideration is similar to their distribution in the first pass.

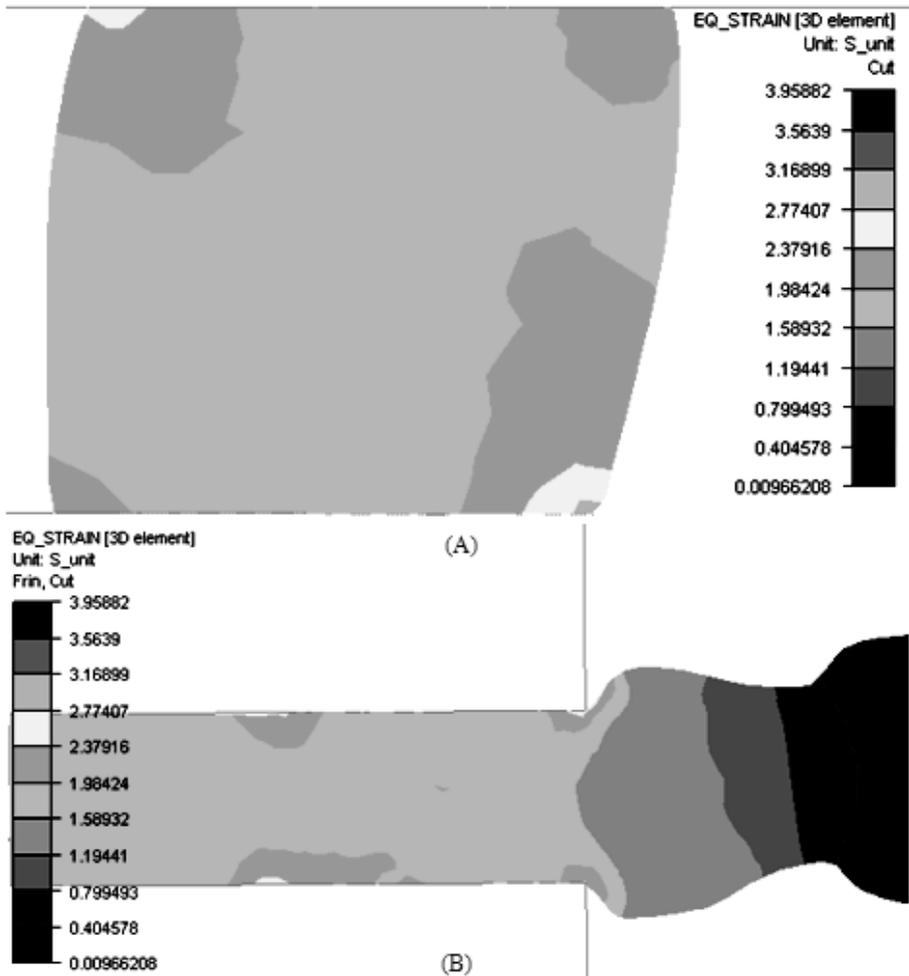


Fig. 4. Distribution of deformations in the third pass and at the sixth reduction
A – in the cross section, B – in the longitudinal section

The third, last pass is of the most interest. After the second pass we perform the tilting for 90° again. Now we begin to watch the phenomena, which are characteristic just for the operation of drawing. Namely, a kind of the workpiece twisting relative for the central zone takes place in the cross section. The workpiece begins to be twisted. We can observe arising of the non-uniformity of

deformation, which is characteristic just for drawing. We have the twisting of the workpiece, and the straightening of the latter becomes necessary – otherwise, the forged workpiece will get obviously non-linear character. Just this operation is performed under industrial conditions. But what consequences could have this operation for the stressed-strained condition? Namely, in spite of the rectilinear shape of the forged workpiece, we are getting the strongly pronounced non-uniform distribution of the stresses and deformations in the cross section of the workpiece, which, to crown all, has no axis of the symmetry – that is the strongly pronounced anisotropy. Distribution of the mentioned values in the longitudinal direction confirms the same state.

Conclusions

It is complicated to overestimate the significance of the forge drawing – it is one of the main operations in forging. More over, it is the only operation of forging, which allows carrying into effect, by the way of sequential reductions, the considerable stretching of the cross section at the simultaneous increase of the workpiece length. However, twisting of the workpiece is to be observed in the cross and longitudinal section. This twisting leads to considerable non-uniformity of deformation. It is caused not only with the presence of friction on the tool, but also with arising difference in shapes of the tool and workpiece in consequence of tilting the previously drawn workpiece what is characteristic for operation of the forge drawing. It is possible to avoid such strongly pronounced non-symmetric distribution of parameters of the stressed-strained condition on the expense of the non-uniform distribution of the same values previously induced by the way of preliminary deforming, that is by preparation of the workpiece before drawing. This preparation consists in using the known scheme of deformation with preliminary upsetting. The main task of further research lies in consideration and determination of the optimum combination of parameters for upsetting and the subsequent drawing for getting the high-quality hammered forged workpiece.

References

1. Fomichev A.F., Yurgenson E.Ye., Salienco A.Ye., Styrov V.V.: Issledovanie vozmozhnosti vozniknoveniya vnutrennykh razrushenij v pokovkakh pri kuznechnoj protyazhke. *Metaloobrabotka*, 2007, № 2, s. 27÷28.
2. Zalesskij V.I., Turin V.A., Ekarev M.S.: Vliyanie dopolnitelnogo sdviga pri kuznechnoj protyazhke na raspredelenie deformatsij v zagotovke. *Trudy Moskovskogo instituta stali i splavov, Nauchnye trudy MISiS, M.: Metalurgiya, Vyp.113: Novye technologicheskie protsesy obrabotki metalov davleniem: Sbornik statej, MISiS, M.: Metalurgiya, 1979, s.76÷81.*
3. Nazariyan V.A., Marakushina O.M.: Optimizatsiya protsesa kuznechnoj protiyazhki. *Kuznechno-shtampovochnoje proizvodstvo*, 1998, № 4, s. 22÷30.
4. Trubin V.N. i dr.: *Sistema upravleniya kachestvom proyektirovaniya technologicheskikh protsesov kovki. M.: Mashinostroyenie, 1984.*
5. Chenot J.L., Fourment L., Coupez T., Ducloux R., Wey E.: Forge 3 – a general tool for practical optimization of forging sequence of complex three-dimensional parts in industry. *Forging and Related Technology, Birmingham (UK) 1998, p.113÷122.*

ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АРМАТУРЫ, УПРОЧНЯЕМОЙ ТЕПЛОЙ И ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

EQUIPMENT FOR MANUFACTURING REINFORCEMENT BARS THE HARDENING HOT AND COLD DEFORMATION

*Гуль Ю.П. *, Ивченко А.В. *, Чмелева В.С. *, Мачуская Н.Д. *, Дуја Н. ***

*Национальная Металлургическая Академия Украины, Факультет Материаловедения и Обработки Металлов, Кафедра Термической Обработки Металлов, **Politechnika Częstochowska, Instytut Przeróbki Plastycznej i Inżynierii Bezpieczeństwa

Abstract

Line for the production of rebar for construction is produced by hot and cold deformation, strength class of 500÷700 MPa with a high level of plastic properties and resistance to cyclic loads, fire and corrosion is proposed.

Введение

Арматурный прокат (АП) по-прежнему остается самым массовым видом металлопродукции, применяемой в мировой практике строительства. Его изготовление осуществляется в условиях металлургического (горячая прокатка) и метизного (холодная деформация) производств. Современное состояние АП по способам производства (вид поставки: в стержнях или мотках), сортаменту и классам прочности представлено в таблице. При этом следует отметить что, доля потребляемого в строительстве АП в сортаменте диаметром от 4,0 до 16,0 мм составляет около 60%. Из этого следует, что основным способом производства АП может быть метизный передел, где упрочнение производится холодной деформацией.

Таблица

Состояние производства АП класса прочности 400÷500 МПа

Вид поставки	Диаметр, мм; класс прочности		
	4÷6	8÷16	18÷50
В стержнях	–	на металлургическом переделе А400С и А500С	
В мотках	на метизном переделе В500С и металлургическом – А400С и А500С		–

1. Постановка задачи

АП метизного производства класса прочности 500 МПа диаметром 4,0÷16,0 мм в Германии, Австрии и др. странах Европы является самым массовым материалом для армирования железобетона [1]. Опыт изготовления и применения его в Западной Европе насчитывает более 30 лет. При этом постоянно ведется расширение областей его применения и совершенствование нормативных требований к механическим свойствам, особенно к пластичности, коррозионной стойкости, огнестойкости, сопротивлению циклическим нагрузкам. Перспективным является расширение производства холоднодеформированного АП (ХАП), обоснованное рядом уже реализуемых преимуществ технологии его получения и свойствами ХАП: возможность отказа от легирования стали или уменьшение расхода легирующих элементов; возможность получения однородной структуры по поперечному сечению практически любых диаметров стержневой арматуры вместо градиентной структуры, получаемой при термическом упрочнении; существенно бóльшая «технологическая гибкость» получения необходимого комплекса свойств по сравнению с термическим упрочнением путем использования определенного сочетания технологических параметров активной холодной деформации и релаксирующих воздействий; возможность получения более высоких характеристик сопротивления усталостному разрушению и возможно даже теплостойкости (огнестойкости). Существующие технологии производства и используемое для их реализации оборудование [2] обеспечивают получение ХАП классов прочности до 600 МПа в мотках и в виде стержней мерных длин, однако они не обеспечивают пластических свойств в широком диапазоне (группы А, В или С) согласно зарубежным стандартам, где при одном классе прочности (по значениям $\sigma_{0,2}$ и σ_B) различают также три группы пластичности в зависимости от значений полного равномерного удлинения при максимальной нагрузке (δ_{max} , Agt) и значения отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$. Последние, очевидно, характеризуют уровень надежности ХАП при эксплуатации, представляя уровень его сопротивления разрушению. Указанный недостаток является прямым следствием отсутствия использования в существующей технологии термических воздействий (ТВ) и – естественно – отсутствие соответствующего оборудования, а также металлофизического анализа процессов, протекающих в заготовке при активной и циклической деформации и последующем нагреве. Только устранение перечисленных недостатков позволит достаточно полно использовать все преимущества производства и применения ХАП [2].

2. Цель работы

Совершенствование оборудования для изготовления ХАП с высоким уровнем прочностных и пластических, а также эксплуатационных свойств в соответствии с требованиями национального и международных

стандартов за счет введение в технологию ТВ, в определенной последовательности относительно операций активной и циклической деформации.

3. Результаты аналитических и экспериментальных исследований

Для достижения поставленной цели предложена линия [3] для изготовления ХАП периодического профиля из гладкой круглой катанки (см. рисунок), которая содержит размещенные в технологической последовательности разматывающее устройство 1, устройство удаления окалины 2, приспособление для нанесения смазки 3, устройство активной деформации (АД) в виде блока из роликовых волок 4, устройство циклической деформации (ЦД) 5, тянущий барабан 6 и устройство для формирования мотков 7. Линия дополнительно содержит первый низкочастотный индуктор (НИ₁) 8, который расположен перед устройством АД 4, также второй низкочастотный индуктор (НИ₂) 9 и высокочастотный индуктор (ВИ) 10, расположенные за устройством ЦД. Между устройством АД и устройством ЦД размещен водовоздушный спрейер 11. За первым низкочастотным индуктором (НИ₁), за водовоздушным спрейером, за вторым низкочастотным индуктором (НИ₂) и за высокочастотным индуктором (ВИ) установлены устройства 12 безконтактного измерения температуры движущейся заготовки или продукции.

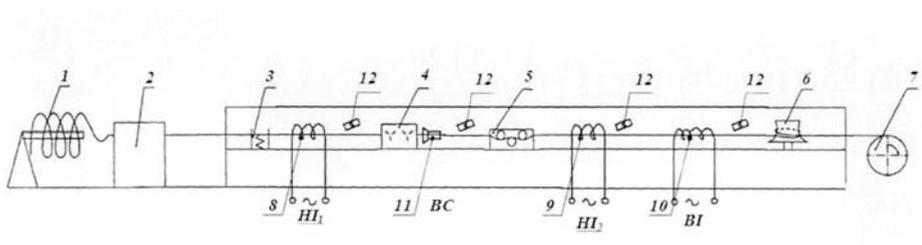


Рис. Линия для производства ХАП (пояснение по тексту)

Первый низкочастотный индуктор (НИ₁) 8 – предназначен для изменения температуры деформации, как активной (АД), так и циклической (ЦД): а) для деформации в интервале температур динамического деформационного старения (ДДС) при 200÷400°С; б) для деформации в интервале температур теплой деформации (450÷600°С); в) в интервале холодной деформации (ХД) при температуре окружающей среды (без нагрева в НИ₁ за счет его выключения). Второй низкочастотный индуктор (НИ₂) 9 – предназначен для проведения отпуска – высокотемпературного деформационного старения (ДС) после АД + ЦД. Высокочастотный индуктор ВИ 10 – предназначен для дополнительного отпуска поверхностного слоя арматурного стержня, что повышает коррозионную

стойкость и «бездефектную» сматываемость арматуры повышенной прочности в моток.

Для обеспечения возможности осуществления циклической деформации (ЦД) в области холодной деформации (ХД) после устройства активной деформации (АД) и перед устройством циклической деформации (ЦД) расположен водовоздушный спрейер 11, выполненный для равномерности охлаждения и достижения достаточной интенсивности охлаждения при малом расходе воды или водовоздушной смеси – с вращающейся камерой охлаждения. Аналогичный спрейер может быть расположен перед тянущим барабаном 6 или перед устройством для формирования мотков 7. Однако, в данном случае его наличие будет в основном способствовать улучшения условий труда обслуживающего персонала.

В зависимости от задач по изготовлению арматурного проката с определенными эксплуатационными свойствами линия может работать по нескольким технологическим вариантам при использовании, как отдельных устройств ТВ, так и всех устройств ТВ. Некоторые примеры.

Вариант 1. Для изготовления арматурного проката с повышенной коррозионной стойкостью (для строительства в прибрежных зонах и районах с влажным климатом) достаточно использования в предлагаемой линии только высокочастотного индуктора (ВИ) 10. Изготовление продукции с финишным нагревом поверхностного слоя толщиной $0,3\div 0,5$ мм до температур $700\div 750^{\circ}\text{C}$ обеспечит формирование благоприятной равновесной структуры с повышенной коррозионной стойкостью.

Вариант 2. Для изготовления арматурного проката с высоким уровнем пластичности (для строительства в сейсмически активных зонах) достаточно использовать в предлагаемой линии только второй низкочастотный индуктор (НИ₂) 9. Изготовление продукции с финишным нагревом по всему сечению до температур $400\div 500^{\circ}\text{C}$ позволит осуществить отпуск и реализовать эффект высокотемпературного деформационного старения, что приведет к существенному повышению пластических свойств при сохранении прочности.

Вариант 3. Для изготовления арматурного проката с высоким сопротивлением циклическим нагрузкам и жаростойкости необходимо использование всего состава основного оборудования линии. Изготовление продукции путем нагрева заготовки до температур $450\div 600^{\circ}\text{C}$ в НИ₁ 8, последующая активная деформация в устройстве 4, охлаждение в спрейере 11, циклическая деформация в устройстве 5, нагрев в (НИ₂) 9 по всему сечению до температур $400\div 500^{\circ}\text{C}$ и финишный нагрев в ВИ 10 поверхностного слоя толщиной $0,3\div 0,5$ мм до температур $700\div 750^{\circ}\text{C}$ обеспечит формирование структуры с высоким сопротивлением циклическим нагрузкам и жаростойкости.

Выводы

Предлагаемое оборудование позволяет повысить технологичность процесса изготовления АП периодического профиля в мотках, обеспечивает изготовление АП класса прочности 500÷700 МПа, обладающего высоким уровнем пластических свойств, коррозионной стойкостью, жаростойкостью, повышенным сопротивлением циклическим нагрузкам, предназначенного для использования в качестве арматурных элементов монолитных и сборных железобетонных конструкций, а также для армирования оснований автодорог и покрытий аэродромов.

Литература

1. Колос С.Н., Зиновенко А.В., Бондаренко В.И.: Разработка технологии производства холоднодеформированной арматурной стали по стандарту ONORM B 4200. Метизы, 2009, № 1(20), с. 44÷45.
2. Гуль Ю.П., Ивченко А.В., Кондратенко П.В., Мачуская Н.Д., Моргун М.П.: Оборудование для производства холоднодеформированного арматурного проката с широким спектром потребительских свойств. Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. трудов, в. 89, ГВУЗ «Приднепр. гос. академия стр-ва и архитектуры»; под общей редакцией В. И. Большакова, Днепропетровск, 2016, с. 62÷69.
3. Патент UA 113107. Лінія для виготовлення арматурного прокату. Гуль Ю.П., Дия Х., Івченко О.В., Моргун М.П., заявка №а201504119 від 28.04.2015, опубл. 12.12.2016 р., бюл. № 23.

BASIC DIRECTIONS OF TECHNOLOGY DEVELOPMENT OF HIGH-STRENGTH BOLTS PRODUCTION

Gul Yu.P., Ivchenko A.V., Kondratenko P.V., Chmeleva V.S., Perchun G.I.

National Metallurgical Academy of Ukraine, Faculty of Materials Science and Metal Treatment, Heat Treatment of Metals Department

Abstract

On the basis of a systematic analysis of traditional technologies for the production of high-strength steel bolts and modern requirements for production technology and the products are formulated and substantiated the main directions of development of relevant technologies.

Introduction

Steel bolts are one of the most common types of threaded products, the production of which is constantly growing due to the increasing demand for them in a wide variety of industries. With that, the proportion of high-strength bolts also increases [1]. At the same time, production technology and consequently, a set of properties of high-strength bolts still do not undergo significant changes, leading naturally to the extra costs not compensated by a higher durability and reliability in the operation of these products, the conditions of which are becoming more severe. Therefore, the problem of determining and justification of the directions of development of these technologies is very essential.

1. Task description

Traditional technology of multipurpose high-strength bolts production in the formation of the bolts geometry by cold forging is based on the traditional heat hardening of geometry ready bolts by their quenching and tempering. This requires, on the one hand, the use of alloyed steel, and on the other hand, inevitably disturbs obtained during cold forging geometry of bolts, especially long ones. In this technology cold deformation during cold forging is not used for bolts hardening, that is completely removed at high-temperature heating for quenching. Therefore, the main task to be addressed in improving the technology is the problem of eliminating high-temperature heating followed by rapid cooling of the bolts after the cold forging, providing the necessary hardening by of using special treatment of the blank and hardening at cold forging with obtaining in the final high-strength bolts products new structural condition compared to the structural condition high-strength bolts of standard technology. The latter – the new structural condition—is the basis of receiving a new set of properties for a given level of static strength: increased resistance to breakage, including during cyclic loading, cold resistance, heat resistance of hardening.

2. Work objective

To determine and substantiate the direction of the development of high-strength bolts manufacturing technologies, which provide under a given resistance class the retention of geometry and surface finish of high-strength bolts, increased resistance to breakage and heating at the possibility of using a blank from non-alloyed carbon steel.

3. Material and methods

Material of the study was the information about the technology used in obtaining high-strength bolts according to normative and technical documentation and other sources [2÷4]. This information was subject to system analysis with emphasizing of process operations, which need improvement, elimination or replacement with the possibility of use as a work material of non-alloyed steel. These changes in technology were systematically correlated to their purpose and objective practicability, implementation benefits obtained for the economy, ecology and product quality, as well as the increase of level of technical process control and the degree of individualization processing of blanks and the transfer of high-strength steel bolts technology for obtaining in the high-tech class.

4. Results and their discussion

Two main directions of development of technology production of high-strength bolts were defined.

1. Improvement of the traditional technology without a radical change in her logistics and process operations type.
2. Creation of new technological processes with new logistics, process operations type and content.

The first direction is based on the improving adequacy of input control methods of a blank (control of the microstructure and nonmetallic impurity rating), and final control: increased informativity of methods used [5] and the use of new modes and the technology of spheroidize annealing of blanks [6] and heat hardening of bolts (use of quenching with the second critical quenching rate [7], gradient and vacancy quenching [8]). These changes are helpful, but cannot fundamentally solve the problem mentioned above. It can only be solved by the development of technology in the second direction, which can be divided into two options (option 2.1 and 2.2). Both options offer for the cold forging the use of not hot-rolled or annealed blanks, as in traditional technology, but a hardened blank with sufficient ductility, as well as a stabilizing tempering of bolts of ready geometry. In this case option 2.1 is offered with heat hardening of blanks to obtain sorbite, bainite structures or structures formed by tempering after martensite quenching [8]. However, this option, having eliminated the heat hardening of bolts after cold forging, does not eliminate the need for high-temperature heating and rapid cooling of the blank and does not eliminate the problem of the harden ability capacity and the need for alloying. Option 2.2

provides hardening of the blank by cold deformation in a special mode (combination of active and cyclic deformation), with short-duration, high-speed, low-temperature (up to 400÷450°C) heating, which does not cause distortion and damage of the surface. It should be emphasized that the described option is most successfully implemented in the line system logistics and necessarily includes subsystems of control and regulation of the part blank parameters (input control), operating control and regulation of the technological parameters of process operations and the object to be processed, and final control of the finished bolts, which, apart from the usual random tests, includes a 100% non-destructive testing with the feedback of the results to previous subsystems. Thus, option 2.2 is the most perspective direction of the principal improvement of the given technologies*.

*– option 2.2 is not considered in detail as it goes through the preparation procedure of patent request

Summary

1. Directions of development of technologies for the production of steel high-strength bolts are presented and substantiated, which ensure improvement of product quality in a set of characteristics, improvement of controllability level and minimizing the loss of yield while reducing costs per production unit.
2. The most promising by every measure of all considered is the variant of technology in which forming and complex of properties of the bolts is provided almost exclusively by the deformations impacts at room temperature.
3. The translation of complex of the new technical solutions into high-strength bolts technology may well improve the level of these technologies to the high-tech class.

References

1. Zubanov V.A.: Marketing research of metal goods markets: current situation and prospects. Economic gazette of Donbas, 2008, № 2(12), p. 97÷108.
2. GOST RISO 898-1-2014 Mechanical properties of fixing hardware made of carbon and alloyed steels. Part 1. Bolts, screws and studs.
3. Bickford J.H.: Introduction to the Design and Behavior of Bolted Joints. NW: Taylor& Francis Group, 2013.
4. GOST R 52643-2006. High-strength bolts and nuts, and washers for metal constructions. General technical specifications.
5. Gul, Y.P., Ivchenko O.V., Kondratenko P.V., Chmel'ova V.S., Perchun G.I.: Improving methods for determining the mechanical properties of the rod threaded fasteners tensile. Metallurgical and Mining Industry, 2016, № 6, p. 93÷99.
4. Gul Y.P., Sobolenko M.A., Ivchenko A.V.: Integrated intensification of spheroidize annealing of low carbon steels for cold heading. Steel, 2012, № 6, p. 44÷47.

5. Gul Y.P., Kobasko N.I., Chmeleva V.S.: Evolution of Quenching Technology for Heat Treatment of Steel Band with Production Line. WSEAS transaction of heat and mass transfer, 2006, Issue 4, Vol. 1, p. 559-563.
6. Gul Y.P.: Deformation effects in technologies of heat and combined treatment of metal. Construction, materials science, mechanical engineering. Collection of research papers, Dnepropetrovsk, PGASA, 2011, ed. 58, p.29-39.

ВЛИЯНИЕ КОИЛБОКС НА ИЗМЕНЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОЛОСЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

INFLUENCE OF COILBOX ON THE CHANGING OF THE STRIP TEMPERATURE DURING HOT ROLLING

Коноводов Д.В., Мокиевец А.В.

Национальная металлургическая академия Украины, кафедра обработки металлов давлением

Abstract

Simulation of changing the temperature in the reeled coil had been carried out according to the proposed mathematical model. Possibility of using the proposed model for determination of the temperature distribution through the section of coil reeled in "Coilbox" in continuous hot rolling mill had been confirmed. It has been proved the influence of speed of the winding and unwinding in "Coilbox" on the temperature distribution in the strip.

Введение

Производство тонкого горячекатаного листа на непрерывных широкополосных станах горячей прокатки (далее НШПС) традиционной конфигурации, сопровождается рядом проблем, связанных с потерей температуры раската на промежуточном рольганге между черновой и чистовой группой клетей. При прокатке в черновой группе клетей и транспортировке раската по рольгангу к чистовой группе, возникает неравномерное распределение температуры по длине раската, так называемый «температурный клин». Разница температур между передним и задним концом раската может достигать $40\div 60^{\circ}\text{C}$ и более [1].

Возникновение данного перепада связано с рядом причин: исходная разница температур по длине сляба, большая протяженность стана, малые скорости перемещения раската по передаточным рольгангам между клетями стана и группами (скорость перемещения раската на промежуточном рольганге составляет в среднем $2,25\text{ м/с}$) [1÷3].

Одним из способов устранения «температурного клина» является установка промежуточного перемоточного устройства (ППУ) «Coilbox» [3].

ППУ «CoilBox» можно устанавливать как в линию новых станов, так и встраивать их в уже существующие станы, что позволяет повысить эффективность процесса [3, 4].

Данный агрегат устанавливается на промежуточном рольганге перед чистовой группой клетей. Подкат, который выходит из последней клетки черновой группы, сматывается в ППУ, так, что передний, более горячий конец подката оказывается внутри смотанного рулона, а задний, более

охлажденный, оказывается на поверхности. Затем начинается размотка рулона в сторону чистой группы клетей. При этом концы раската меняются местами, что позволяет выровнять «температурный клин».

1. Постановка задачи

Теоретическое определение температуры полосы при горячей прокатке на непрерывных широкополосных станах (далее НШПС) является трудной задачей. На уровень и распределение температуры влияют многие факторы: начальная температура заготовки, химический состав стали, скорость прокатки, конечная толщина полосы, протяженность стана, толщина подката перед чистой группой клетей, режимы деформации и др.

Температура конца прокатки и температура смотки определяют структуру и свойства готовой горячекатаной полосы, а неравномерность распределения температуры по длине – различный уровень механических свойств. Поэтому определение температуры полосы при горячей прокатке является актуальной задачей.

Целью работы является исследование изменения температуры раската на промежуточном рольганге с учетом скоростного режима работы ППУ.

2. Результаты исследований и их обсуждение

Для расчета изменения температуры раската в ППУ «Coilbox» разработана математическая модель. При построении математической модели, использовали зависимости приведенные ниже.

Максимальный диаметр сматываемого рулона:

$$D_{\max} = \frac{2h + \sqrt{2h^2 + 4 \frac{\pi D_{\min}^2 + 2hl - 2\pi h D_{\min}}{\pi}}}{2}, \quad (1)$$

где: D_{\min} – минимальный диаметр сматываемого рулона в ППУ, мм;
 h – толщина подката перед чистой группой, мм; l – длина подката перед чистой группой клетей, мм;

Количество витков в рулоне при смотке в ППУ «Coilbox»:

$$n = \frac{2l}{\pi D_{\min} + \pi D_{\max}}. \quad (2)$$

Для определения изменения температуры в ППУ «Coilbox» использовали дифференциальное уравнение теплопроводности:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{qv}{\rho c}, \quad (3)$$

где: $a = \lambda/(\rho c)$ – коэффициент температуропроводности, м²/с;
 ρ – плотность, кг/(м³); c – удельная теплоемкость, Дж/(кг К);
 T – температура, °С; τ – время, с.

При этом смотанный рулон рассматривали как пластину бесконечной ширины.

Были приняты допущения $\lambda = \text{const}$, $q_v = 0$. Дифференциальное уравнение теплопроводности представили в виде [5]:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}. \quad (3)$$

В качестве граничных условий приняли комбинированные условия 2-го и 3-го рода:

$$\left[-\lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x} = \alpha_1 (T_{c1} - T) + q_1 \right]_{x=0}, \quad (5)$$

$$\left[-\lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x} = \alpha_2 (T_{c2} - T) + q_2 \right]_{x=S}, \quad (6)$$

где: α_1 и α_2 – коэффициенты теплоотдачи на внутренней и внешней границах рулона, Вт/(м²К); T_{c1} и T_{c2} – температура среды внутри рулона и снаружи, °С; q_1 и q_2 – плотности тепловых потоков на внутренней и внешней поверхностях рулона, Вт/м².

При $\tau=0$, $T=T_0$.

Толщина пластины (рулона) определялась по формуле:

$$S = \frac{D_{\max} - D_{\min}}{2}, \quad (7)$$

Для решения уравнения теплопроводности использовали метод конечных разностей. Метод конечных разностей основан на решении

исходного дифференциального уравнения при соответствующих граничных условиях. Использование метода конечных разностей было обусловлено тем, что данный метод является более наглядным, и переход от дифференциальных уравнений к их алгебраическим аналогам достаточно прост [5].

Для реализации метода конечных разностей использовали неявную схему расчета. В ходе расчета строили узловую (разностную) сетку. Данная сетка позволяет описать области изменения пространственных переменных значений температуры и времени набором узловых точек [5].

С использованием методики, приведенной выше, было выполнено моделирование изменения температуры полосы, смотанной в рулон. Результаты моделирования сравнивались с данными, приведенными в работе [6]. Исходные данные для расчета были взяты из работы [6].

Толщина рулона составляла $h = 15$ мм; начальная температура металла $T = 650^\circ\text{C}$; Физические свойства материала (плотность, теплоемкость, теплопроводность) принимали соответствующие для низкоуглеродистой стали при заданных температурах. Время нахождения раската на воздухе составляло 10 ч.

Результаты моделирования приведены на рис. 1.

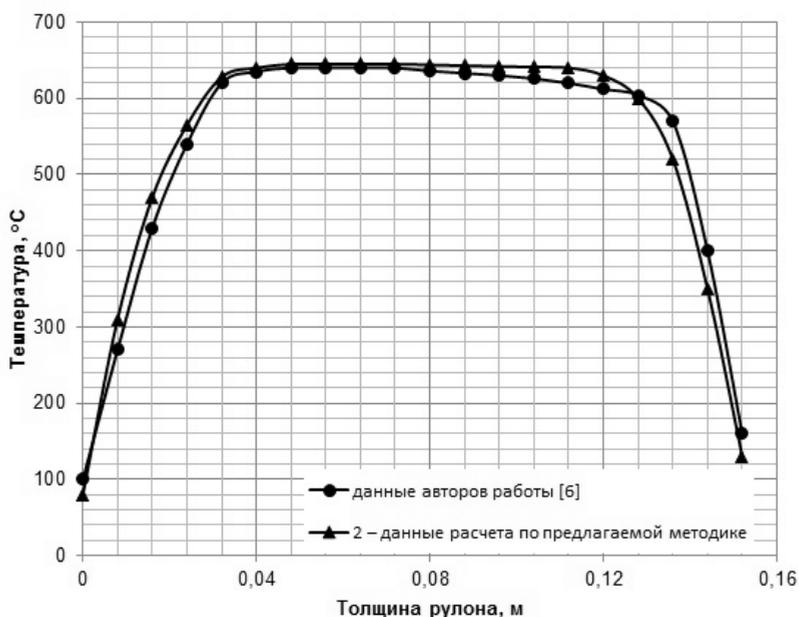


Рис. 1. Сравнение данных моделирования по предложенной модели с данными работы [6]

Как видно из рис. 1, кривая, построенная по результатам моделирования, качественно совпадает с кривой, представленной в работе [6].

Расхождение данных, полученных с помощью предлагаемой методики, и методики авторов работы [6], на 2/3 толщины рулона не превышает 20°С, что составляет 3,2 %.

Наибольшая разница в значениях температур кривых наблюдается на наружной поверхности рулона и достигает 23,5%. Такие расхождения можно объяснить трудностью определения всех исходных данных, использованных в работе [6].

В целом, полученные данные, позволяют рассматривать предложенную в настоящей работе методику, как работоспособную для исследования изменения температуры рулона в ППУ.

Скоростной режим работы ППУ оказывает непосредственное влияние на изменение температуры подката для чистой группы клетей. Режим смотки в ППУ подстраивается под скорость выхода полосы из последней клетки черновой группы. Скоростной режим размотки подстраивается под скоростной режим работы первой клетки чистой группы. При транспортировке раската от черновой группы до ППУ основные тепловые потери состоят из потерь на излучение. При транспортировке раската от ППУ к первой клетки чистой группы потери тепла происходят за счет излучения и вследствие действия установки гидросбива окалины.

Анализ литературных данных показал, что основное падение температуры полосы на промежуточном рольганге широкополосного стана горячей прокатки происходит вследствие излучения. Поэтому на станах, имеющих в составе оборудования промежуточное перемоточное устройство, необходимо учитывать влияние скоростного режима работы данного устройства на изменение температуры материала полосы.

Для исследования изменения температуры полосы между черновой и чистой группой клетей непрерывного широкополосного стана была разработана математическая модель, учитывающая скоростной режим работы ППУ «Coilbox».

Для определения потери тепла на промежуточном рольганге вследствие излучения использовали зависимость, предложенную В. М. Луговским [7]:

$$\Delta T_n = 0,0025 \cdot (T_n/100)^4 \cdot (\tau_n/h_n), \quad (8)$$

где: T_n – температура раската после прокатки в последней клетки черновой группы, °С (определяется для переднего и заднего концов); h_n – толщина подката, мм, τ_n – время нахождения раската на промежуточном рольганге, с (рассчитывается для переднего и заднего концов раската).

Также необходимо учитывать наличие установки гидросбива окалины перед чистой группой клетей стана. Определение падения температуры раската вследствие действия гидросбива определяли по формуле, приведенной в работе [3]:

$$T_r = 660 / (h_n \cdot V_n), \quad (9)$$

где: V_n – скорость раската во время прохождения его через зону действия гидросбива, м/с.

Расчет по модели выполняется отдельно для переднего и заднего концов раската. Следует отметить, что название «передний» и «задний» конец присваивается один раз перед черновой группой клетей, независимо от их положения после смотки и размотки.

С использованием представленной модели было выполнено моделирование изменения температуры раската на промежуточном рольганге с учетом смотки и размотки раската в ППУ «Coilbox».

С учетом перепада температуры по длине полосы принимали температуру переднего конца раската 1150°C , а температуру заднего конца -1050°C . Толщина раската составляла 27 мм, что соответствует реально существующим размерам подката для чистовой группы клетей широкополосного стана.

Скорость смотки переднего конца раската на участке промежуточного рольганга от последней клетки черновой группы до ППУ принимали равной скорости прокатки в последней клетки черновой группы, которая составляет 1 м/с. Скорость смотки заднего конца раската изменялась в диапазоне $0,5 \div 4,0$ м/с.

Для участка промежуточного рольганга от ППУ до первой клетки чистовой группы скорость размотки переднего конца соответствовала скорости прокатки в первой клетки чистовой группы и составляла 1 м/с. Скорость размотки заднего конца раската изменялась от 0,5 до 4,0 м/с.

Длину рольганга между последней клетью черновой группы и ППУ приняли равной 34 м, а длину рольганга от ППУ до первой клетки чистовой группы - равной 31 м. Данные параметры соответствуют конструктивным параметрам ППУ типа «Coilbox», установленного на НШПС 1680 ПАО «Запорожсталь». Результаты моделирования приведены в таблице 1.

Из таблицы 1 видно, что скоростной режим смотки и размотки раската в ППУ оказывает влияние на уровень и распределения температуры по длине полосы.

Для случая малой скорости смотки и размотки раската, когда для заднего конца эти величины составляли 0,5 м/с, время нахождения раската на промежуточном рольганге составило соответственно 143 и 209 с. При этом температура концов раската перед чистовой группой клетей составляла 984°C для переднего конца и 870°C для заднего. Т. е. температура заднего конца на 114°C ниже.

Таблица 1.

Результаты расчета изменения температуры полосы на промежуточном рольганге непрерывного широкополосного стана

Параметр			
Скорость смотки заднего конца, м/с	0,5	4,0	2,0
Скорость размотки заднего конца, м/с	0,5	2,5	1,8
Время нахождения раската на промежуточном рольганге (передний конец), с	209	136	144
Время нахождения раската на промежуточном рольганге (задний конец), с	143	28	45
Температура переднего конца перед чистой группой, °С	984	986	985
Температура заднего конца перед чистой группой, °С	870	1015	995

При высокой скорости смотки и размотки раската скорость смотки и размотки заднего конца составляла 4 м/с и 2,5 м/с соответственно. При этом время нахождения раската на промежуточном рольганге составило 136 с для переднего и 28 с для заднего конца раската. В этом случае температура концов раската перед чистой группой клетей составила 986°С для переднего конца и 1015°С для заднего. Т. е. температура заднего конца уже на 29°С выше.

Для случая промежуточного варианта, когда скорость смотки и размотки заднего конца составляла 2 м/с и 1,8 м/с соответственно, температура концов раската перед чистой группой клетей составила 985°С для переднего конца и 995°С для заднего. Т.е. перепад температуры не превышает 10°С.

Таким образом, подбирая необходимый скоростной режим работы ППУ «Coilbox», с учетом перепада температуры полосы по длине раската после черновой группы клетей широкополосного стана, можно получать заданное распределение температуры раската по длине перед чистой группой клетей.

Выводы

Предложена модель для определения температуры раската в промежуточном перемоточном устройстве. В основу модели положено дифференциальное уравнение теплопроводности, решение которого осуществляется методом конечных разностей. Использование данной модели позволяет определять распределение температуры по длине полосы, смотанной в промежуточном перемоточном устройстве.

Выполнено сравнительное исследование точности предложенной модели с данными, приведенными в работе [6]. Результаты моделирования остывания рулона из низкоуглеродистой стали толщиной 0,15 м в течение 10 часов показывают качественно близкие результаты. Данное

обстоятельство позволяет утверждать о возможности использования предложенной математической модели для расчета распределения температуры в рулоне, смотанном в ППУ на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки.

С использованием предложенной модели изменения температуры на промежуточном ролбанге было выполнено моделирование влияния скоростного режима работы промежуточного перемоточного устройства типа «Coilbox» на распределение температуры по длине раската. Расчеты показали, что изменением скорости смотки и размотки раската в «Coilbox» можно получать заданный перепад температуры по длине полосы перед чистой группой клетей широкополосного стана. В свою очередь, это обеспечит равномерность распределения температуры по длине полосы на выходе из чистой группы клетей.

Литература

1. Данченко В.Н., Штехно О.Н., Молчанов А.И.: Непрерывная прокатка: коллективная монография. Непрерывная прокатка полос. В.Н. Данченко ред., Днепропетровск: РВА Дніпро-ВАЛ, 2002, с. 7÷136.
2. Николаев В.А., Васильев А.А.: Технологические процессы прокатки тонких полос. Обработка материалов давлением, 2012, № 2(31), с. 194÷200.
3. Коновалов Ю.В.: Справочник прокатчика. Справочное издание в 2-х книгах. Книга 1. Производство горячекатаных листов и полос, Теплотехник, 2008.
4. Путники А.Ю., Симененко О.В., Мацко С.В.: Освоение горячей прокатки полос на стане 1680 с промежуточным перемоточным устройством. Койлбокс, Сталь, 2008, № 10, с. 39.
5. Арутюнов В.А.: Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. Metallurgia, 1990.
6. Хлопонин В.Н., Полухин В.П., Савченко В.С., Полухин П.И.: Математическая модель теплопередачи в смотанном рулоне. Известия высших учебных заведений, Черная металлургия, 1975, № 4, с. 78.
7. Коновалов Ю.В., Остапенко А.Л., Пономарев В.И.: Расчет параметров листовой прокатки: Справ. изд. Metallurgia, 1986.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СОВМЕСТНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ДВУХ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОЛОС С АЛЮМИНЕВОЙ ПРОВОЛОКОЙ

STUDY OF PLASTIC DEFORMATION PROCESS OF HOT ROLLING TWO ALUMINUM PLATES JOINT WITH ALUMINUM WIRE

Макеева А.С., Ремез О.А.*, Уваров И.**, Кузьменко А.С.**

*Национальна металлургическая академия Украины, Факультет материаловедения и обработки металлов, Кафедра обработки металлов давлением, **Университет Падерборн, Факультет машиностроения, Кафедра материаловедения

Abstract

The process of plastic deformation in hot rolling of two aluminum plates with aluminum wire between them was researched. The degree of deformation during hot rolling aluminum strips and aluminum wire was experimentally determined at which the welding of these elements occurs.

Введение

Алюминиевые сплавы имеют ряд свойств, такие как легкость, устойчивость к коррозии, благодаря чему их используют в машиностроении, ракетостроении и других областях. Технология производства деталей проборов и машин уже существует, но постоянно развиваются и совершенствуются с целью улучшения качества и уменьшения стоимости изделий. Главная идея исследований заключается в получении алюминиевых листов с внутренним каналом, которые могут быть использованы в современном машиностроении, например таких деталей, как охладитель автомобиля, солнечная панель коллектора. Исследование процесса пластической деформации при горячей прокатке алюминиевых листов с алюминиевой проволокой позволит приблизиться к пониманию технологического процесса изготовления данных деталей. Ключевым моментом в изготовлении данных деталей является проблема создания внутренних каналов внутри алюминиевых пластин. Один из возможных вариантов ее решения – частичное соединение горячей прокаткой двух алюминиевых пластин с алюминиевой проволокой между ними. Применение алюминиевой проволоки во время горячей прокатки способствует более быстрому свариванию пластин в местах их контакта с проволокой.

1. Постановка задачи

Целью данных исследований является изучение параметров пластической деформации совместной прокатки двух алюминиевых пластин с алюминиевой проволокой между ними для получения алюминиевой пластины с внутренними каналами.

2. Состояние вопроса

Вопросы горячей прокатки алюминиевых полос изучены многими учеными. Авторы в работе [1] выяснили, что прочность соединения материала при горячей прокатке можно сравнить с прочностью изначального материала. Также выяснено, что наиболее важным параметром в процессе прокатки является начальная температура, температура отжига, коэффициент удлинения и скорость валков. Но наиболее важным фактором является температура. Выяснено также, что горячая прокатка дает большую силу соединения, чем холодная. Влияние температуры прокатки на микроструктуру и механические свойства алюминиевых полос исследовано в работе [2].

На основании исследований [3] была разработана модель для соединения многослойных биметаллов, в результате чего установлены особенности анизотропии деформационного соединения, проанализировано влияние таких параметров, как коэффициент трения, коэффициент деформации, радиус валков на качество соединения металлов. Данные показатели могут быть применены в наших исследованиях.

В исследовании [4] установлена зависимость при термообработке влияния температуры и силы трения на соединение алюминиевых полос. Установлено, что показатель прочность соединения возрастает при увеличении температуры отжига, кроме того, крайнее значение деформации для соединения уменьшается при увеличении температуры отжига.

В работе [5] исследовали процессы холодной и горячей прокатки сваривания двух алюминиевых полос с несколькими значениями толщины и разной степенью деформации и температурой. Найдена граница температуры и деформации, при которой происходит соединение алюминиевых полос при холодной и горячей прокатке.

Ученые [6] выяснили, что на качество коллектора влияют не только материалы, но и геометрия их каналов. В данном исследовании оптимизирована технология изготовления канального коллектора путем прокатки и частичного сваривания. Экспериментально опробованы разные формы каналов и выявлена наиболее оптимальная форма.

Результаты и наработки исследований, которые были проведены ранее, были изучены и учтены при нашем эксперименте. Отличительной особенностью эксперимента является наличие алюминиевой проволоки между алюминиевыми полосами.

3. Экспериментальная часть

Для проведения экспериментов были подготовлены экспериментальные образцы в виде пластин из алюминиевого сплава EN AW-1050 и алюминиевая проволока из такого же сплава.

Размер алюминиевой пластины: 200 мм, 70 мм, 3 мм (рис. 1), с отверстиями под заклепки, для того чтобы при прокатке композиция из двух листов и алюминиевой проволоки была прокатана как единая заготовка, без сдвигов. Применялась алюминиевая проволока диаметром 1,5 мм, длиной 250 мм.



Рис. 1. Образец алюминиевой пластины

Эксперимент проводился по следующей схеме (рис. 2). Пластины и две алюминиевые проволоки были обезжирены спиртом и соединены в композицию пластина – проволока – пластина и закреплены заклепками, чтобы предотвратить сдвиг элементов относительно друг друга во время прокатки. Заготовка была подогрета в печи до температуры 500°C. Прокатка проводилась при степени деформации 30÷40%, на валках диаметром 220 мм.

Прокатанные образцы были измерены и прошли термическую обработку в печи при температуре 200°C в течение двух часов.

4. Результаты и их обсуждение

В результате проведенного эксперимента просчитаны коэффициент удлинения, коэффициент уширения, степень деформации. Также во время прокатки проведены замеры силы прокатки с точностью 1000 замеров в секунду.

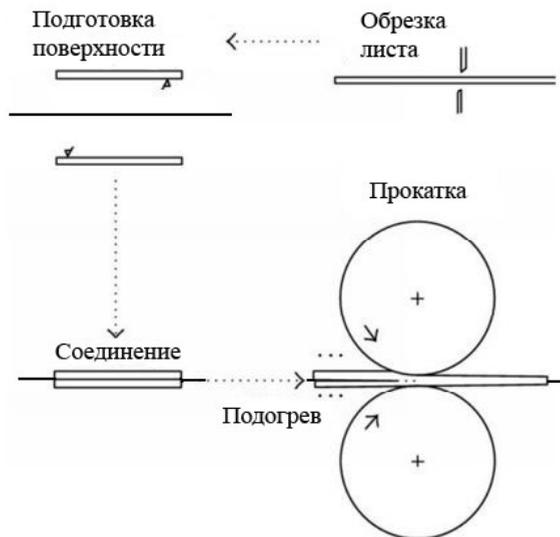


Рис. 2. Схема проведения эксперимента

В результате прокатки со степенью деформации 30% (образцы 1 и 2, табл.1) не произошло сваривания, не была достигнута поставленная задача. При прокатке с деформацией 35% (образцы 3÷7, табл.1), сваривание поверхности произошло успешно. По результатам замеров просчитаны коэффициенты вытяжки и уширения, они пропорциональны коэффициенту деформации.

Таблица 1.

№	Показатели деформации				
	Ширина после прокатки, мм	Длина после прокатки, мм	Коэффициент деформации, %	Коэффициент вытяжки, %	Коэффициент расширения, %
1	71,0	270	30,28	35,00	1,43
2	71,0	269	31,00	34,00	1,43
3	71,5	278	36,67	39,00	2,14
4	72,0	297	41,94	48,50	2,86
5	71,8	295	40,83	47,50	2,57
6	71,5	278	35,17	39,00	2,14
7	71,0	276	34,67	38,00	1,43

В результате проведенных исследований определена граница степени деформации при горячей прокатке, при которой происходит сваривание алюминиевых листов с алюминиевой проволокой внутри. Наглядный образец проведенного эксперимента представлен на рис. 3.

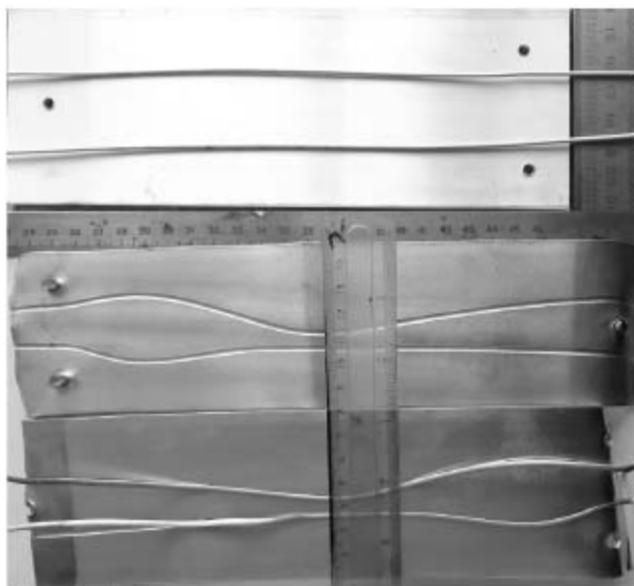


Рис. 3. Алюминиевая проволока до и после прокатки

Во время экспериментов производились замеры силы прокатки рис 4. Данные результаты планируется сопоставить с результатами теоретических исследований данного процесса в программном продукте Q-Form.

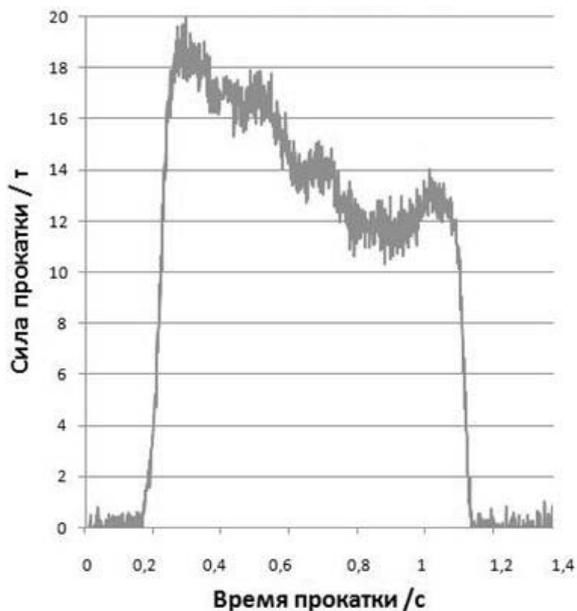


Рис. 4. Сила совместной прокатки двух алюминиевых полос с алюминиевой проволокой внутри

Выводы

Анализируя проведенные исследования можно отметить следующее.

При горячей прокатке достигнуто качественное сваривание алюминиевых пластин с алюминиевой проволокой между ними. Экспериментальным путем установлено, что при степени деформации 30% не происходит сваривания алюминиевых пластин и проволоки. При повышении степени деформации до 35% достигается ожидаемый результат и происходит сваривание пластин.

Полученные результаты послужат исходными данными для построения теоретической модели процесса горячей прокатки двух алюминиевых пластин с алюминиевой проволокой между ними для определения рациональных параметров прокатки при проведении дальнейших исследований.

Литература

1. Yan H., Lenard J.G.: A study of warm and cold roll-bonding of an aluminium alloy. *Materials Science and Engineering*, 2004, Vol. 385, p. 419÷428.
2. Wang Z.J., Zhai L., Ma M., Yuan H., Liu W.C.: Microstructure, texture and mechanical properties of Al/Al laminated composites fabricated by hot rolling. *Materials Science & Engineering*, 2015, Vol. 644, p. 194÷203.
3. Chaudhari G.P., Acoff V.: Cold roll bonding of multi-layered bi-metal laminate composites. *Composites Science and Technology*, 2009, Vol. 69, p. 1667÷1675.
4. Jamaati R., Toroghinejad M.R.: Effect of friction, annealing conditions and hardness on the bond strength of Al/Al strips produced by cold roll bonding process. *Materials and Design*, 2010, Vol. 31, p. 4508÷4513.
5. Eizadjou M., Manesh D.H., Janghorban K.: Mechanism of warm and cold roll bonding of aluminum alloy strips. *Materials and Design*, 2009, Vol. 30, p. 4156÷4161.
6. Sun X., Wu J., Dai Y., Wang R.: Experimental study on rollbond collector/evaporator with optimized channel used in direct expansion solar assisted heat pump water heating system. *Applied Thermal Engineering*, 2014, Vol. 66, p. 571÷579.

СОВРЕМЕННЫЕ ЗАДАЧИ ТЕОРИИ И ТЕХНОЛОГИИ ПРОКАТКИ: ВОЗМОЖНОСТИ И ПУТИ РЕШЕНИЯ

MODERN PROBLEMS OF THEORY AND TECHNOLOGY ROLLING: OPPORTUNITIES AND SOLUTIONS

Мазур В.Л.

Физико-технологический Институт Металлов и Сплавов Национальной Академии Наук Украины, город Киев.

Abstract

The prospects for the solution of theoretical and technological problems related to improving the stability of the rolling process, energy savings directly to the rolling industry, improving the quality of metal through the use of the effects of the lubricant and the asymmetry in the process of rolling, reliability prediction of the structure and mechanical properties of the rolled metal, forming an optimal micro-relief surface of the sheet have been regarded. In scientific terms, a special place belongs to the solution of the problem of managing the stress-strain state of cold rolled coil in their rollback during rolling, heating and cooling in the annealing process and finish.

К новому классу теоретических и прикладных задач прокатного производства относятся задачи прогнозирования структуры и свойств стали; предупреждения дефектов поверхности листового металла; оценки надежности технологических операций прокатки и последующей отделочной обработки; построения математических моделей, учитывающих вероятностную природу производственных процессов в металлургии; достаточно строгого моделирования изучаемых явлений с учетом сложной взаимозависимости и многостадийности производственных переделов [1].

Надежность любого технологического процесса прокатки определяется не только возможностью обеспечения работоспособности агрегатов, но и возможностью получения продукции с требуемыми уровнем и стабильностью показателей её качества. В условиях рыночной экономики последнее условие часто становится главенствующим, поскольку от уровня и стабильности показателей качества проката решающим образом зависит его цена, возможности реализации, прибыльность производства. Однако в монографиях, статьях и других публикациях, посвященных вопросам теории и технологии прокатки, проблема достоверной оценки надежности производственных процессов, а также расчетных методов, моделей, формул, экспериментальных данных и принимаемых на их основе технологических решений освещена совсем слабо.

Развивая теорию прокатки, следует четко понимать, что физические константы, описывающие свойства прокатываемого металла

(сопротивление деформации, показатели упрочнения) и условия внешнего трения (толщину смазочной пленки в зоне контакта поверхностей валков и полосы, коэффициент трения), а также температурные, энергосиловые, кинематические параметры процесса прокатки представляют собой случайные величины и, следовательно, необходимо рассматривать их распределения, оперировать характеристиками этих распределений (математическими ожиданиями, средними квадратическими отклонениями и др.), а не пользоваться только средними значениями, как было в прошлом.

Для восполнения этого пробела в теории и технологии прокатного производства весьма перспективными представляются методы исследования технологических процессов с использованием статического имитационного моделирования (в частности метода Монте-Карло). Результаты одной из первых попыток обобщения известных материалов в данной области знаний приведены в нашей работе [2], где на основе вероятностного подхода рассмотрены различные аспекты надежности технологического процесса производства листового проката. В этой работе показано, как именно можно с помощью имитационного моделирования методом Монте-Карло анализировать зависимости эффективности производства и качества прокатной продукции от стабильности различных параметров технологии, а также показаны пути улучшения уровня и повышения стабильности качества листовой стали. Такое направление исследований в области теории и технологии процессов обработки металлов давлением ожидает своего дальнейшего развития.

Рядом ученых разработаны математические модели, позволяющие достаточно достоверно прогнозировать структуру и механические свойства металла в процессе горячей прокатки на станах различного типа [1]. При этом возможности совершенствования таких моделей и алгоритмов их реализации далеко не исчерпаны. понимая перспективность этого научного направления, можно ожидать всплеска активности в решении соответствующих задач.

Особое внимание должно быть уделено построению математических моделей и алгоритмов нового поколения, компьютерным системам расчета и оптимизации процессов горячей и холодной прокатки, работающих в реальном масштабе времени и пригодных для использования в системах автоматического управления прокатными станами. Примером таких решений, обеспечивающих повышение стабильности процесса холодной прокатки тонколистовой стали и улучшение её качества, могут служить разработки, выполненные и внедренные в производство на НовOLIпецком металлургическом комбинате [3].

Процесс прокатки в реальных промышленных условиях нередко проходит с элементами геометрической, скоростной, температурной и другой асимметрии даже тогда, когда номинально он считается симметричным. Такое утверждение базируется прежде всего на результатах вероятностной оценки распределений величин входных и выходных параметров процесса прокатки, условно называемого

симметричным [1, 4]. Нередко определенная несимметрия этого процесса с целью достижения желательного влияния на его энергосиловые условия или показатели качества прокатанного металла создается преднамеренно.

Главный вывод заключается в том, что асимметрию (несимметрию) процесса прокатки в современных условиях надо рассматривать не столько как неизбежное и подлежащее устранению следствие несовершенств технологического процесса, сколько как средство воздействия на параметры, а также на качество готовой металлопродукции. Потенциальные возможности асимметрии процесса прокатки еще до конца не изучены и требуют дальнейшего исследования. Особенно в части влияния асимметрии процесса прокатки на структуру, кристаллографическую текстуру, механические свойства готовой металлопродукции [5, 6].

В условиях постоянного подорожания газа, электроэнергии и других ресурсов при реконструкции металлургических объектов и модернизации технологии первостепенное внимание следует уделять вопросам тепло- и энергосбережения. Возможности экономии энергоресурсов непосредственно в прокатном производстве существенно меньше, чем в доменном и сталеплавильном секторах. Однако резервы энергосбережения ещё далеко не исчерпаны. Существенный эффект может быть достигнут за счет выбора рациональных режимов деформации, теплоизоляции оборудования прокатных цехов и других решений. Конкретные примеры приведены, например, в наших работах [1, 7].

Одним из ключевых вопросов в проблеме обеспечения высокого качества листопрокатной продукции является предупреждение возникновения дефектов металла. На каждом из этапов развития металлургии эта тема находила свое отражение [6, 8 и др.]. Непрерывная эволюция прокатного производства постоянно ставит новые теоретические и технологические задачи в сфере обеспечения бездефектной и с заданным микрорельефом поверхности листовой продукции. Сказанное в полной мере относится, например, к предупреждению перегибов – одного из наиболее распространенных дефектов поверхности, возникающих при рулонном способе производства холоднокатаной тонколистовой стали.

В наших работах [9, 10] раскрыты механизм и причины образования дефектов «перегибы» при разматывании рулонов холоднокатаной отожженной тонколистовой стали в процессе дрессировки. Показано, что главная причина возникновения этих дефектов – слипание и сваривание контактирующих поверхностей витков полосы в рулонах.

Смотка и размотка рулонов – операции, присущие практически всем технологическим стадиям переработки полос. В связи с возрастанием массы рулонов и уменьшением толщины прокатываемых полос оптимизация режимов намоточно-размоточных операций становится всё более ответственной. Важным фактором улучшения качества холоднокатаных полос в крупногабаритных рулонах является формирование в них оптимального температурно-напряжённого состояния.

Теоретическое определение радиальных и тангенциальных напряжений в рулонах холоднокатаных полос конечной ширины, смотанных

с натяжением, в процессе их последующей обработки, включая нагрев и охлаждение при отжиге металла, представляет весьма сложную задачу термоупругости, решение которой искали с различным успехом на протяжении десятков лет многие научные коллективы.

Прорыв в рассматриваемой области науки был достигнут в результате создания принципиально нового подхода, методов расчета и реализации численного решения прямой и обратной задач (задачи синтеза) путем привлечения дополнительной информации о характере сближения шероховатых поверхностей смежных витков в рулонах при произвольном режиме изменения натяжения полосы в процессе их прокатки и намотки [11]. Публикации этих фундаментальных идей и разработанной теории явились своего рода толчком, отправной вехой развития названного научно-технического направления на принципиально новой теоретической платформе. Позднее была решена термоупругая задача в такой постановке. Дополнительно в математическую модель процесса ввели зависимость теплового расширения материала полосы от температуры, а в условии сопряжения внутренней поверхности верхнего и наружной поверхности нижележащего витков в рулоне учли изменение величины зазоров вследствие деформации микрорельефа поверхности под воздействием усилия сжатия и температуры.

Успешное использование выдвинутой научной идеи, разработанных теории, алгоритмов и математических моделей в системах управления технологическими процессами холодной прокатки и отжига холоднокатаной стали на ряде металлургических комбинатов засвидетельствовало тот факт, что на данный момент названные решения являются лучшими среди известных. Созданные на уровне изобретений десятки новых технических решений были внедрены в листопрокатных цехах крупных металлургических комплексов Украины, России, Казахстана, других государств. Материалы работы (монографии, статьи, изобретения) опубликованы более чем в сотне изданий [1, 3, 12÷15 и др.].

По прежнему актуальными остаются задачи повышения эффективности производства и улучшения качества листопрокатной продукции за счет целенаправленного воздействия на микрорельеф поверхности валков и прокатываемого металла. Заметим, что при освещении этой темы для характеристики состояния поверхности используются такие термины как "микрорельеф", "микрogeометрия", "шероховатость", "топография", "текстура". Не углубляясь в вопросы терминологии, всё же заметим, что в металлургии понятие "текстура" обычно трактуется как преимущественная ориентация кристаллитов в металлах. Говорить о топографии (топографической карте) поверхности пластически деформируемого металла, видимо, допустимо и целесообразно в тех случаях, когда речь идет не только о совокупности микронеровностей, а и о наличии на поверхности различных металлических и неметаллических загрязнений (окалины, сажи, остатков смазки и др.). Поэтому касательно

геометрической формы совокупности положительных (выпуклых) и отрицательных (вогнутых) микронеровностей на поверхности проката наиболее обоснованными являются термины "микрорельеф", "шероховатость".

Оснащение прокатных цехов установками электроэрозионной обработки поверхности валков вместо устаревших дробеструйных и современными приборами для измерения и описания контроля шероховатости деформированного металла в 3D формате создало предпосылки для перспективных исследований в рассматриваемом направлении с учетом этих новых возможностей. Причем, сказанное относится не только к листовому металлу [16], но и применительно к проблеме оптимизации микрорельефа внутренней поверхности холоднокатаных труб ответственного назначения.

В последние годы несколько снизилась активность ученых в области развития теории смазочного действия при прокатке, хотя возможности решения ряда научных и прикладных задач прокатного производства за счет оптимизации процессов трения в очаге деформации далеко не исчерпаны. В большинстве случаев применяемые в процессах обработки металлов давлением технологические смазки представляет собой многофазные среды. Однако несмотря на накопленный обширный экспериментальный материал теория поведения многофазных жидкостей в очаге деформации при прокатке, волочении, штамповке, прессовании и других процессах пока находится на начальной стадии развития. При этом ранее предложенные подходы к решению задачи о толщине слоя смазки и режиме трения в очаге деформации при плоской прокатке [17] оказываются применимы также для изучения механизма смазочного действия, например, в довольно сложных условиях пыльгерной холодной прокатки труб. Можно ожидать, что это направление в теории и технологии обработки металлов давлением получит новый импульс для всестороннего изучения. Интерес к этой теме возрастает.

В заключение следует подчеркнуть, что тема дальнейшего развития теории и технологии листовой прокатки не ограничена названными задачами, поскольку научный поиск в принципе не имеет каких-либо границ.

Литература

1. Мазур В.Л., Ноговицын А.В.: Теория и технология тонколистовой прокатки (численный анализ и технические приложения). Днепропетровск: РВА «Дніпро – VAL», 2012.
2. Мазур В.Л., Воробей С.А., Романовский Д.Л., Чмелев А.А., Голубченко А.К., Свичинский А.Г.: Надежность технологического процесса производства листового проката. К.: Техніка, 1992.
3. Приходько И.Ю., Чернов П.П., Тимошенко В.И., Акишин В.В.: Оптимизация температурного и напряженно-деформационного состояния рулонов в ходе холодной

- прокатки и колпакового отжига с помощью компьютерного моделирования. В кн.: Труды пятого конгресса прокатчиков. г. Череповец. 21–24 октября 2003, М.: ОАО «Черметинформация», 2004, с. 124÷127.
4. Николаев В.А., Мазур В.Л., Голубченко А.К., Бинкевич Е.В.: Теория и технология несимметричной прокатки. М.: Агентство "Информат", 1996.
 5. Мазур В.Л.: Материаловедческие основы, состояние и перспективы развития теории и технологии прокатки. В сб. «Физико-технические проблемы современного материаловедения», В 2-х т. Т.1. НАН Украины, К. Академперіодика, 2013, с. 289÷301.
 6. Мелешко В.И., Чекмарев А.П., Мазур В.Л., Качайло А.П.: Отделка поверхности листа. М.: Металлургия, 1975.
 7. Мазур В.Л., Рябов А.И., Мазур В.В.: Рациональные направления тепло- и энергосбережения при производстве проката. Производство проката, 2009, № 1, с. 34÷36.
 8. Мазур В.Л., Добронравов А.И., Чернов П.П.: Предупреждение дефектов листового проката. К.: Техніка, 1986.
 9. Mazur V.L.: Preventing Surface Defects in the Uncoiling of Thin Steel Sheet. Steel in Translation, 2015, Vol. 45, № 12, p. 959÷966.
 10. Mazur V.L., Pargamonov E.A.: Formation and Prevention of Flexure Defects at the Surface of Cold-Rolled Steel Strip. Steel in Translation, 2016, Vol. 46, № 8, p. 595÷601.
 11. Мазур В.Л., Тимошенко В.И.: Напряженно-деформационное состояние рулонов холоднокатаных полос. Сообщение 1. Известия вузов. Черная металлургия, 1979, № 4, с. 55÷59; Сообщение 2. Известия вузов. Черная металлургия, 1979, № 6, с. 52÷55.
 12. Приходько И.Ю., Тимошенко В.И., Чернов П.П и др.: О механизме влияния шероховатой поверхности холоднокатаных полос на условиях слипания витков при отжиге и образовании дефектов поверхности. Металлургическая и горнорудная промышленность, 2002, № 8–9, с. 92÷101.
 13. Мазур В.Л.: Режимы намотки рулонов горячекатаных и холоднокатаных полос. Сталь, 1980, № 7, с. 591÷596.
 14. Мазур В.Л.: Особенности технологии рулонного способа производства холоднокатаной стали. Сталь, 2011, № 9, с. 29÷34.
 15. Чернов П.П., Приходько И.Ю., Скороходов В.Н. и др.: Исследование влияния температуры смотки полос в рулоны при холодной прокатке на образование дефектов поверхности полос. Металлургическая и горнорудная промышленность, 2002, № 8–9, с. 102÷108.
 16. Mazur V.L.: Production of Rolled Steel With Specified Surface Roughness. Steel in Translation, 2015, Vol. 45, № 5, p. 371÷377.
 17. Мазур В.Л., Тимошенко В.И.: Теория прокатки (гидродинамические эффекты смазки. М.: Металлургия, 1989.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНОЙ СТРАТЕГИИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ УЛЬТРАХЛАДОСТОЙКОГО ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

RATIONAL STRATEGY OF CONTROLLED ROLLING OF ULTRA COLD-RESISTANCE PLATE PRODUCTS

Набатчиков Д.Г., Алексеев Д. Ю.**, Мальков М.В.**, Мишуков М.В.**,
Шишлонова А. Н.***

*ООО «Инжиниринговый центр Термодеформ-МГТУ», **ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Институт металлургии, машиностроения и материалообработки, Кафедра технологий обработки материалов

Abstract

The article describes the creation sequence of effective modes for production of ultra cold-resistance steel plates by using the new approach. The new approach is based on determining of metal strain resistance and finished plate total final strength. Various realization cases of the developed algorithm were considered: variant with prior production experience of plates with such strength class, and without it.

Введение

Проблема разработки и производства листового проката для изготовления хладостойких изделий ответственного назначения является одной из центральных и наиболее актуальных в современной металлургии. Вместе с тем, она тесно связана с проблемой эффективности производства, т.е. уменьшения затрат при изготовлении материалов и конструкций с требуемым комплексом служебных характеристик.

Под рациональной стратегией контролируемой прокатки (КП) в настоящей работе понимается такой режим прокатки и охлаждения, который позволит достигнуть требуемых механических характеристик готовых листов и выполнить производственную программу цеха, т.е. будет обеспечивать большую производительность «горячего часа» в сравнении с альтернативными режимами производства.

1. Анализ и исследование проблемы

Прочностные характеристики новых сталей после контролируемой прокатки, согласно предлагаемой методике, обусловлены наличием начальной (природной) прочности металла σ_0 , ее приращением $\Delta\sigma_{пр}$, приобретенным в результате термодеформационного наноструктурирования (обработки) непрерывнолитого сляба, и приращением $\Delta\sigma_{уо}$, приобретенным в результате ускоренного охлаждения (УО) листового проката. Математическая запись представлена в следующем виде:

$$\sigma_{\tau} = \sigma_{\tau_0} + \Delta\sigma_{\tau_{\text{пр}}} + \Delta\sigma_{\tau_{\text{уо}}}, \quad (1)$$

$$\sigma_{\text{в}} = \sigma_{\text{в}0} + \Delta\sigma_{\text{в}_{\text{пр}}} + \Delta\sigma_{\text{в}_{\text{уо}}}, \quad (2)$$

где σ_{τ} – предел текучести проката после КП+УО; σ_{τ_0} – начальный (природный) предел текучести материала; $\Delta\sigma_{\tau_{\text{пр}}}$ – приращение предела текучести после прокатки; $\Delta\sigma_{\tau_{\text{уо}}}$ – приращение предела текучести после УО; $\sigma_{\text{в}}$ – временное сопротивление разрыву после КП+УО; $\sigma_{\text{в}0}$ – начальное (природное) временное сопротивление материала; $\Delta\sigma_{\text{в}_{\text{пр}}}$ – приращение временного сопротивления после прокатки; $\Delta\sigma_{\text{в}_{\text{уо}}}$ – приращение временного сопротивления после ускоренного охлаждения.

Сами по себе значения σ_{τ_0} и $\sigma_{\text{в}0}$ не являются предметами научных изысканий авторов, гораздо более важны в данном случае суммы $\sigma_{\tau_0} + \Delta\sigma_{\tau_{\text{пр}}}$ и $\sigma_{\text{в}0} + \Delta\sigma_{\text{в}_{\text{пр}}}$, определение которых позволит ответить на вопрос о влиянии различных стратегий контролируемой прокатки на прочностные характеристики низколегированных сталей.

Допустим, что сумма природного предела текучести материала и его приращения в результате процесса контролируемой прокатки определяется как отношение усилия прокатки к произведению ширины и длины очага деформации. Эта величина более известна как сопротивление металла деформации (СМД), которое по своей физической сущности представляет собой непрерывно меняющийся в процессе пластической деформации предел текучести. Сопротивление металла деформации:

$$\sigma_S = \sigma_{m0} + \Delta\sigma_{m_{\text{пр}}} = \frac{P}{bl_{\text{д}}}, \quad (3)$$

где P – усилие прокатки; b – ширина очага деформации (ширина прокатываемого раската); $l_{\text{д}}$ – длина очага деформации.

Допустим, начальное (природное) временное сопротивление материала является функцией начального (природного) предела текучести:

$$\sigma_{\text{в}0} = f_1(\sigma_{\tau_0}). \quad (4)$$

Тогда совокупный предел прочности после контролируемой прокатки является функцией совокупного предела текучести после контролируемой прокатки и, следовательно, сопротивления металла деформации:

$$\sigma_{\epsilon_0} + \Delta\sigma_{\epsilon_{np}} = f_2(\sigma_{m_0} + \Delta\sigma_{m_{np}}) = f_3(\sigma_s). \quad (5)$$

Приращения прочности $\Delta\sigma_{(\text{в})\text{yo}}$ и текучести $\Delta\sigma_{(\text{т})\text{yo}}$ формируются в результате структурно-фазовых превращений металла при охлаждении и равны разности физических пределов текучести и прочности, определяемых испытаниями на разрыв, и СМД. Математическая запись представлена в следующем виде:

$$\Delta\sigma_{(\text{т})\text{yo}} = \sigma_{\text{т}} - \sigma_{\text{с}}, \quad (6)$$

$$\Delta\sigma_{(\epsilon)\text{yo}} = \sigma_{\epsilon} - (\sigma_{(\epsilon)0} + \Delta\sigma_{(\epsilon)np}) = \sigma_{\epsilon} - f_3(\sigma_s) = f_4(\sigma_{\epsilon} - \sigma_s). \quad (7)$$

Определить эти величины возможно, используя методы математической статистики и нейросетевое моделирование, предварительно сформировав массив данных результатов механических испытаний $\sigma_{\text{т}}$ и $\sigma_{\text{в}}$ и сопротивления металла деформации $\sigma_{\text{с}}$ [1, 2].

2. Опыт производства проката подобного класса прочности имеется

Исходя из геометрических размеров непрерывной заготовки и готового листа, с учетом технических возможностей оборудования и необходимости получения комплекса механических свойств готового проката, на основе имеющихся моделей, литературных данных и опыта назначаются температурные режимы контролируемой прокатки. В случае возможности производства проката по двум или более режимам, предпочтение отдается технологии, обеспечивающей наибольшую производительность прокатного стана.

Следующим возникает вопрос: «Позволяют ли измерительные системы стана получать информацию об энергосиловых параметрах прокатки?» В случае положительного ответа целесообразно использовать авторскую методику расчета СМД. Суть, указанной методики заключается в том, что зависимости, описывающие СМД, определяют в ходе конкретного процесса по его технологическим параметрам. В этом случае пластометрическая информация поступает непосредственно с действующего оборудования. Основным достоинством в таком случае является то, что реальное СМД и процесс, его порождающий, не моделируются, а берутся по фактическим технологическим параметрам реального процесса [3].

Согласно исследованиям [4, 5], уравнения для расчета СМД с постоянными коэффициентами не отображают точки локальных перегибов кривой упрочнения, обусловленных фазовым аустенит-ферритным превращением деформируемого металла. Поэтому в случае $T_{кп} > A_{г3}$ возможно использовать кривые упрочнения (если таковые известны), а при $T_{кп} < A_{г3}$ рекомендуется использовать собственную нейросетевую модель расчета СМД.

Как правило, трубная заготовка толщиной более 14 мм подвергается замедленному охлаждению на участке ПФО, в зависимости от этого предлагается использовать ту или иную модель расчета приращения прочности после ускоренного охлаждения.

Далее определяем совокупную прочность металла после КП+УО и в случае не выполнения требований, изменяем режимы ускоренного охлаждения и снова рассчитываем совокупную прочность металла.

3. Опыт производства проката необходимого класса прочности отсутствует

Разработку технологии производства проката в данном случае целесообразно начинать с проектирования режимов УО, максимально используя возможности установки ускоренного охлаждения, а расчет приращения прочности после УО проводить, используя в качестве входных параметров максимально возможную скорость охлаждения и температурный градиент. Также учитывается наличие/отсутствие замедленного охлаждения (ПФО).

Далее на основе имеющихся моделей, литературных данных и опыта выбираются температурные режимы контролируемой прокатки. В случае возможности производства проката по двум или более режимам, предпочтение отдается технологии, обеспечивающей наибольшую производительность прокатного стана. Так как опыт производства проката отсутствует СМД металла необходимо рассчитывать, используя предварительно сконструированную на основе базы технологических данных нейросетевую модель расчета СМД [6].

Выше описанный порядок действий наглядно представлен на рис. 1.

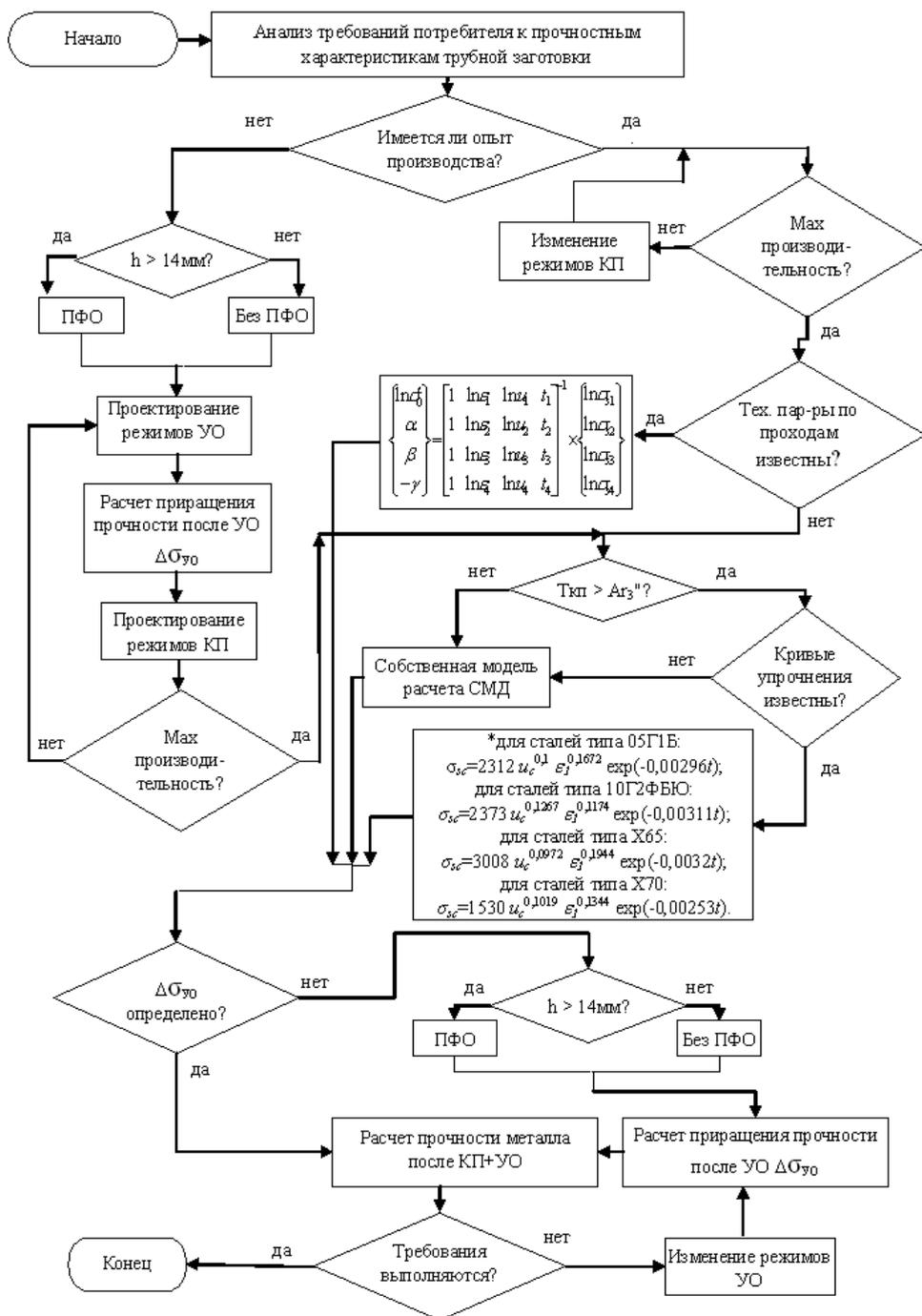


Рис. 1. Алгоритм определения рациональной стратегии контролируемой прокатки (КП) и ускоренного охлаждения (УО) листового проката

Выводы

Предложен алгоритм проектирования технологических режимов производства хладостойкого листового проката из новых, малоизученных сталей. Разработана методика определения сопротивления металла деформации, при которой пластометрическая информация поступает непосредственно с действующего оборудования в случае соответствующих возможностей последнего.

Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологического производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (Договор 03.G25.31.0235/229343).

Литература

1. Салганик В.М., Денисов С.В., Крайнов В.И., Сычев О.Н.: Исследование сопротивления деформации современных ниобийсодержащих сталей для построения эффективных процессов контролируемой прокатки (ОАО "ММК"). Труды Седьмого конгресса прокатчиков (г. Москва, 15–18 октября 2007 г.), 2007, Т. 2, с.599÷604.
2. Салганик В.М., Денисов С.В., Крайнов В.И., Сычев О.Н.: Сопротивление деформации ниобийсодержащих сталей новых марок. Производство проката, 2007, № 6, с.15÷18.
3. Салганик В.М., Денисов С.В., Стеканов П.А., Полецков П.П., Пустовойтов Д.О., Чикишев Д.Н. Набатчиков Д.Г.: Анализ и синтез экономнолегированных сталей для топливно-энергетического комплекса. Магнитогорск: Изд-во МГТУ им. Г.И. Носова, 2015..
4. Голи-Оглу Е.А., Борцов А.Н., Ментюков К.Ю.: Исследование сопротивления пластической деформации низкоуглеродистых микролегированных сталей в интервале температур чистовой стадии контролируемой прокатки. Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2011, № 2, с. 31÷35.
5. Эфрон Л.И., Поляк Е.И., Голи-Оглу Е.А., Борцова А.Н., Ментюков К.Ю.: Сопротивление деформации низкоуглеродистых микролегированных сталей при горячей обработке давлением. Сталь, 2011, № 12, с. 55÷60.
6. Салганик В.М., Денисов С.В., Набатчиков Д.Г.: Создание комплексной математической модели процесса формирования механических свойств трубной заготовки на стане 5000 ОАО «ММК». Межрегион. сб. науч. тр. Магнитогорск, 2011., с. 12÷15.

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА «ПРЕССОВАНИЕ-ВОЛОЧЕНИЕ» НА МИКРОСТРУКТУРУ ДЕФОРМИРУЕМОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ

INFLUENCE OF THE PROCESS, "PRESSING-DRAWING" ON THE MICROSTRUCTURES OF DEFORMABLE ALUMINUM WIRE

*Nayzabekov A.B.**, *Lezhnev S.N.**, *Kurapov G.G.***, *Knapiński M.J.****,
*Volokitin A.V.***

*Rudny Industrial Institute, Rudny, Kazakhstan, **Kazakh National Technical University after K.I. Satpaeva, Almaty, Kazakhstan, ***Czestochowa University of Technology, Poland

На основе комплексного анализа существующих схем пластического структурообразования, а также с учетом перспективных направлений их развития, предложен непрерывный совмещенный процесс «прессование-волочение» с использованием равноканальной ступенчатой матрицы, который позволяет получать проволоку с ультрамелкозернистой структурой, требуемых размеров и формы поперечного сечения при незначительном количестве циклов деформирования, а так же снимает ограничения по длине исходной заготовки, и, следовательно, позволяет получать готовые изделия длиной до нескольких десятков метров.

Введение

Алюминий и его сплавы, благодаря своим уникальным технико-эксплуатационным характеристикам, занимают большое место в современной промышленности. Особое место в структуре производства полуфабрикатов из алюминия и его сплавов занимает проволока, которая применяется для изготовления линий электропередач, электро-транспортных тросов, кабелей, электродов, присадочных прутков, сварочной проволоки и др. И уже несколько десятилетий в производстве алюминиевой проволоки большое внимание уделяется к повышению ее качества, путем достижения повышенного уровня ее механических свойств, в том числе, и за счет получения ультрамелкозернистой структуры.

Наиболее успешным методом получения ультрамелкозернистой структуры на сегодняшний день является метод равноканального углового прессования/экструзии [1, 2]. Данный процесс имеет огромный потенциал для получения ультрамелкозернистой структуры с однородной равноосной структурой с границами зерен, в которых преобладает высокоугловая ориентировка. Однако недостаток процесса состоит в его дискретности, т.е. невозможности обработки изделий относительно большой длины из-за потери устойчивости давящим пуансоном. Следовательно, есть возможность устранения данного недостатка и вести процесс непрерывно.

Ранее в работах [3, 4] уже была рассмотрена проблема непрерывности процесса получения ультрамелкозернистых материалов, в том числе и при производстве проволоки. Но предлагаемый в работе [5] способ получения проволоки из черных и цветных металлов и сплавов, обладает достаточно существенным недостатком – это искажение геометрических размеров поперечного сечения (овализация) готовой проволоки.

В соответствии с этим учеными кафедры «ОМД» Карагандинского государственного индустриального университета был разработан новый совмещенный процесс деформирования «прессование-волочение» («РКУП-В») с использованием равноканальной ступенчатой матрицы и калибрующего инструмента, позволяющий избежать овализации готовой проволоки [6]

1. Материал и методика исследования

Суть предлагаемого способа деформирования заключается в следующем: проволока задается в задающее устройство, которое обеспечивает заталкивание проволоки в равноканальную ступенчатую матрицу и проталкивание проволоки через ее каналы, а затем последовательно в калибрующую волоку. По своей сути процесс задачи металла не отличается от задачи проволоки вволоку при стандартном процессе волочения. После того, как конец заготовки выйдет из волоки он закрепляется с помощью захватывающих клещей и наматывается на барабан волочильного стана.

Целью данной работы является исследование влияния нового способа деформирования на возможность получения алюминиевой проволоки требуемого размера и требуемой формы профиля поперечного сечения с ультрамелкозернистой структурой.

Для определения влияния нового совмещенного способа деформирования «прессование-волочение» на изменение микроструктуры алюминиевой проволоки был проведен лабораторный эксперимент на промышленном волочильном стане В – 1/550 М. Для осуществления первого цикла деформирования перед волокой с рабочим диаметром 6,5 мм была закреплена равноканальная ступенчатая матрица с диаметром каналов равном 7 мм и углом стыка каналов матрицы равном 135°. Матрица была расположена в контейнере для смазки. В качестве смазки использовали стружку мыла.

После процесса прессование-волочение диаметр проволоки составил 6,5 мм. Все обжатие было осуществлено только в волоке, после выхода заготовки из равноканальной ступенчатой матрицы диаметр проволоки оставался без изменения и составлял 7,0 мм. Эксперимент был продублирован три раза. После первого цикла деформирования для дальнейшего исследования меняли как волоку, так и равноканальную ступенчатую матрицу. Так при осуществлении второго цикла деформирования рабочий диаметр в волоке составлял 6,0 мм, а диаметр

каналов равноканальной ступенчатой матрицы 6,5 мм, при осуществлении третьего цикла 5,5 мм и 6,0 мм соответственно.

Для выявления преимуществ предлагаемой технологии по сравнению с действующей технологией производства проволоки было проведено обычное волочение алюминиевой проволоки в волоках с рабочими диаметрами 6,5; 6,0 и 5,5 мм. Эксперимент так же был продублирован три раза, и после каждого опыта производили измерение диаметра проволоки и вырезка темплетов для изготовления микрошлифов в поперечном и продольном направлении.

Подготовка шлифов для металлографических исследований осуществлялась по стандартной методике, для исследования использовался просвечивающий электронный микроскоп JEOL JEM 2100.

2. Обсуждениерезультатов

Результаты исследования микроструктуры алюминия, до и после третьего цикла деформирования представлены на рисунке 1.

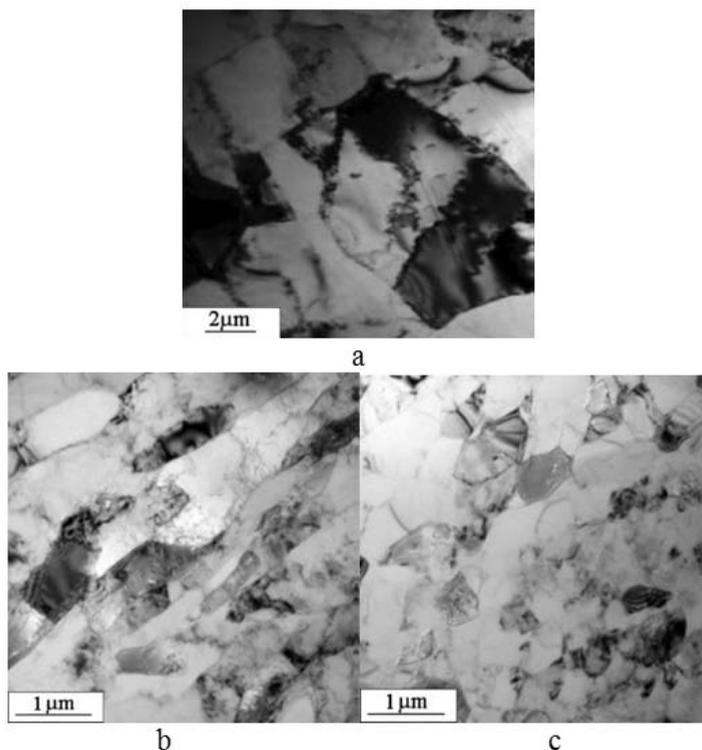


Рис. 1. Структура алюминиевой проволоки
а – исходная структура, б – по предлагаемой технологии «РКУП-В», поперечное направление, с – по действующей технологии волочения, поперечное направление

Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что «прессование-волочение» приводит к существенному измельчению структуры чистого алюминия, по сравнению с традиционным волочением. Полученные зерна равноосны, их размер лежит в интервале от 1 до 4 мкм. В некоторых случаях они разориентированы друг относительно друга на малый угол. Вместе с тем встречаются отдельные зерна, окруженные большеугловыми границами с характерным для равновесного состояния границ полосчатым контрастом. В структуре же полученной традиционным волочением большеугловых границ не наблюдается, так как именно в матрице происходит деформация сдвигом, при прохождении заготовки через зону пересечения каналов, в результате чего в заготовке накапливается сдвиговая деформация, приводящая к образованию в материале большеугловых границ.

Выводы

На основе проведенных исследований можно сделать вывод, что предлагаемый совмещенный способ деформирования «прессование-волочение» обладает существенным преимуществом по сравнению с ранее известными способами получения металла с ультрамелкозернистой структурой, так как данный способ деформирования за счет совмещения двух способов: интенсивной пластической деформации в равноканальной ступенчатой матрице и процесса волочения через волоку, позволяет получать заготовки (алюминиевую проволоку) требуемых размеров и формы поперечного сечения, обладающие ультрамелкозернистой структурой при незначительном количестве циклов, а так же снимает ограничения по длине исходной заготовки, а следовательно позволяет получать готовые изделия длиной до нескольких десятков метров.

Литература

1. Bratova V., Borodin E.N.: Comparison of dislocation density based approaches for prediction of defect structure evolution in aluminium and copper processed by ECAP. *Materials Science and Engineering: A*. 2015, № 631, p. 10÷17.
2. Lezhnev S., Volokitina I., Koinov T.: Research of influence equal channel angular pressing on the microstructure of copper. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*, 2014, № 49, p. 621÷630
3. Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Панин Е.А.: Теоретические исследования совмещенного процесса «прокатка-прессование» с использованием равноканальной ступенчатой матрицы. *Изв. вузов., Черная металлургия*, Москва, 2008, № 6, с. 22÷26.
4. Raab G., Valiev R., Lowe T., Zhu Y.: Continuous processing of ultra fine grained Al by ECAP-Conform. *Materials Science and Engineering*, 2004, № 382, p. 30÷34.
5. Волокитин А.В.: Исследование влияния совмещенного процесса деформирования «прессование-волочение» на механические свойства стальной проволоки. Тезисы докладов Межвузовской студенческой научной конференции «Инновации в технике, технологии и образовании», Караганда, 2012, Часть 4, с. 95÷96.
6. Красильников Л.А., Лысенко А.Г.: Волокательщик проволоки. Издательство: Металлургия. 1987.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ СОВМЕЩЕНИЯ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ И РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ В ОДИН ПРОЦЕСС

DETERMINE THE OPTIMAL CONDITIONS FOR COMBINING SCREW ROLLING AND EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING IN ONE PROCESS

Naizabekov A., Lezhnev S., Arbuz A.

Рудненский индустриальный институт, г. Рудный, Республика Казахстан

Abstract

It was shown experiment to measure the maximum axial force of screw rolling and comparing it with a force equal channel angular pressing for determine the optimal conditions for combining screw rolling and equal channel angular pressing in one process. Experiment of measuring axial force during the screw rolling was carried out on a three-roll screw rolling mill RSP10-30. ECAP pressing force was determined by finite element modeling in DEFORM-3D. These measures were combined values and the optimal combination of parameters.

Введение

В работе [1] была развита идея получения субультрамелкозернистой структуры металла, путем реализации совмещения процессов винтовой прокатки и РКУ-прессования в один непрерывный процесс. Общая концепция нового совмещенного процесса показана на рис.1.

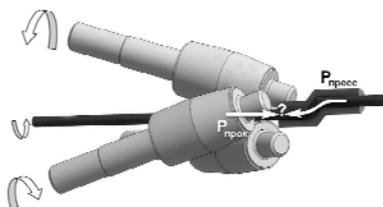


Рис. 1. Схема совмещенного процесса «винтовая прокатка-прессование»

Для осуществления совмещенного процесса винтовая прокатка-прессование решающим фактором является значение максимального осевого усилия при прокатке, которое должно быть больше усилия прессования. Ввиду общей сложности процесса винтовой прокатки, как

в практическом, так и в теоретическом плане, представляется обоснованным проведение экспериментальных исследований осевого усилия при трехвалковой винтовой прокатке сплошного круглого профиля. Таким образом, цель настоящего эксперимента – определить типичные значения осевого усилия и их распределение по сортаменту стана.

1. Постановка эксперимента. Оборудование и материалы.

Для экспериментального изучения максимального осевого усилия, возникающего при удержании прутка в условиях поперечно-винтовой прокатки, которое по-сути, является резервом сил трения, были применены приборы и методы тензометрических исследований. Тензометрические исследования процесса винтовой прокатки проводились [2÷4]. В перечисленных работах проводились измерения усилия прошивки трубных заготовок. В общем случае тензометрический датчик (месдоза) помещалась под упорный подшипник оправки.

Имеющийся в нашем распоряжении стан поперечно-винтовой прокатки РСП «10-30», проекта НИТУ «МИСиС» [5÷6], не предназначен для прошивки труб, и соответственно не имеет оправки. Стан рассчитан для прокатки сплошного профиля с интенсивной пластической деформацией, при высоких значениях угла подачи. Поэтому, дизайн измерительной схемы был выбран исходя из особенностей конструкции этого стана. Принципиальная схема проведения измерений показана на рис. 2.

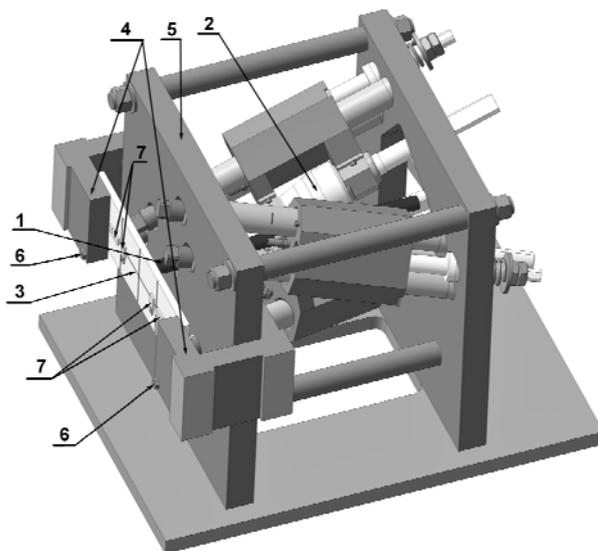


Рис. 2. Схема проведения измерений

1 – пруток; 2 – валки; 3 – измерительная пластина; 4 – скобы; 5 – передняя станина;
6 – установочные болты; 7 – тензорезисторы

Таким образом, был разработан и изготовлен измерительный инструмент балочного типа, с двумя измерительными и двумя компенсационными тензорезисторами, собранными в обеспечивающую термокомпенсацию мостовую схему. Измерительная пластина, как инструмент, была тарирована на гидравлической крутильно-разрывной машине в режиме испытания на сжатие, по методике, минимизирующей влияние гистерезиса. Стандартная ошибка измерения по результатам 42 тестов составила менее 0,2%.

2. Экспериментальная часть

Эксперимент проводился с одним влияющим фактором – отношение диаметра валков (D_v) к диаметру заготовки (D_0), в три серии, соответственно используя три разных значения фактора. Выбор в качестве фактора отношения D_v/D_0 обусловлен стремлением получить инженерные сведения об осевом усилии при поперечно-винтовой прокатке на трехвалковом стане в диапазоне прокатываемых станом профилей, без усложнения задачи расчетом и замером площади контакта. Круглые горячекатаные заготовки из стали марки Ст3 нагревались до температуры 1000°C, относительное обжатие (ε , %) для всех случаев принято постоянным, и составило 6 % по диаметру. Отношение диаметра конусных валков (71 мм) к диаметру заготовки (D_v/D_0), а также исходные (D_0) и конечные размеры (D_1) прутков по сериям опытов, приведены в таблице 1.

Таблица 1.

Значения фактора по сериям опытов			
Серии опытов	D_v/D_0	D_0 , мм	D_1 , мм
I	2,8	25	23,5
II	3,6	20	18,8
III	4,4	16	15

Пруток, выходя из валков, упирался в инструмент, упруго деформировал его, регистрировался результат в виде графика усилия с временным разрешением записи сигнала 1 кГц. Расстояние от очага деформации до измерительной пластины соответствовало предполагаемому расстоянию до матрицы при совмещенном процессе и было равно 100 мм. В каждой серии было сделано по 8 опытов, таким образом, общее число измерений оказалось равным 24. Проведение эксперимента показано на рис. 3.

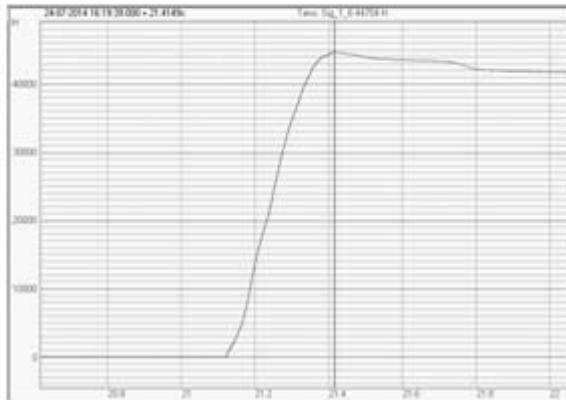
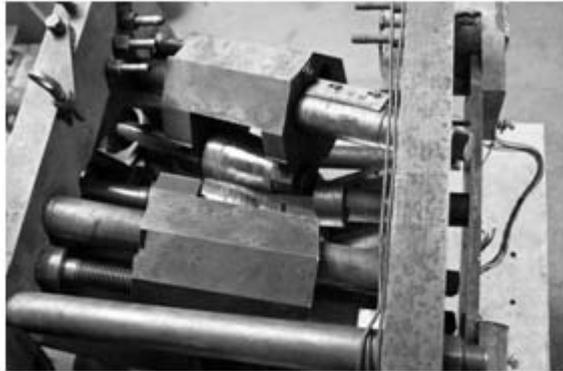


Рис. 3. Проведение измерения осевого усилия винтов прокатки

График распределения измеренных значений максимального осевого усилия винтовой прокатки показан на рис. 4.

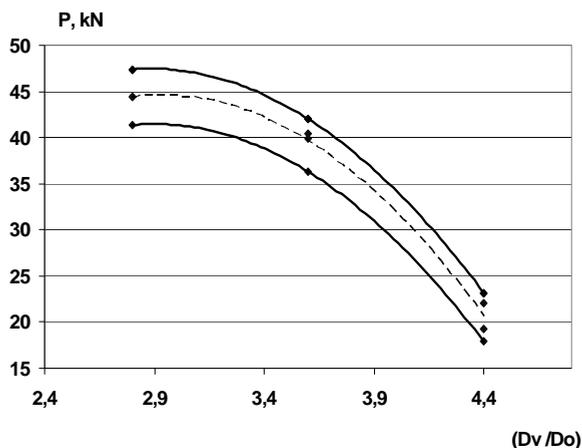


Рис. 4. Значения максимального осевого усилия для стана РСР «10-30»

3. Моделирование равноканального углового прессования

РКУ прессование является хорошо изученным процессом, для которого неоднократно проводилось компьютерное моделирование, поэтому адекватность результатов и целесообразность применения этого метода не подлежит сомнению. Для определения усилия РКУ прессования в программном комплексе DEFORM-3D (STFC, США) было построено 6 моделей, главные параметры которых были согласованы с параметрами винтовой прокатки использовавшимся при проведении эксперимента по измерению осевого усилия. Остальные параметры были приняты одинаковыми для всех моделей и также согласованы с параметрами винтовой прокатки использовавшимся при проведении эксперимента по измерению осевого усилия. Материал – сталь AISI-1015 (близкий аналог использовавшейся при эксперименте стали Ст3); температура 1000°C, скорость прессования соответствует осевой скорости прокатки для каждого размера прутка. Несколько моделей с графиками усилия прессования показаны на рис. 5.

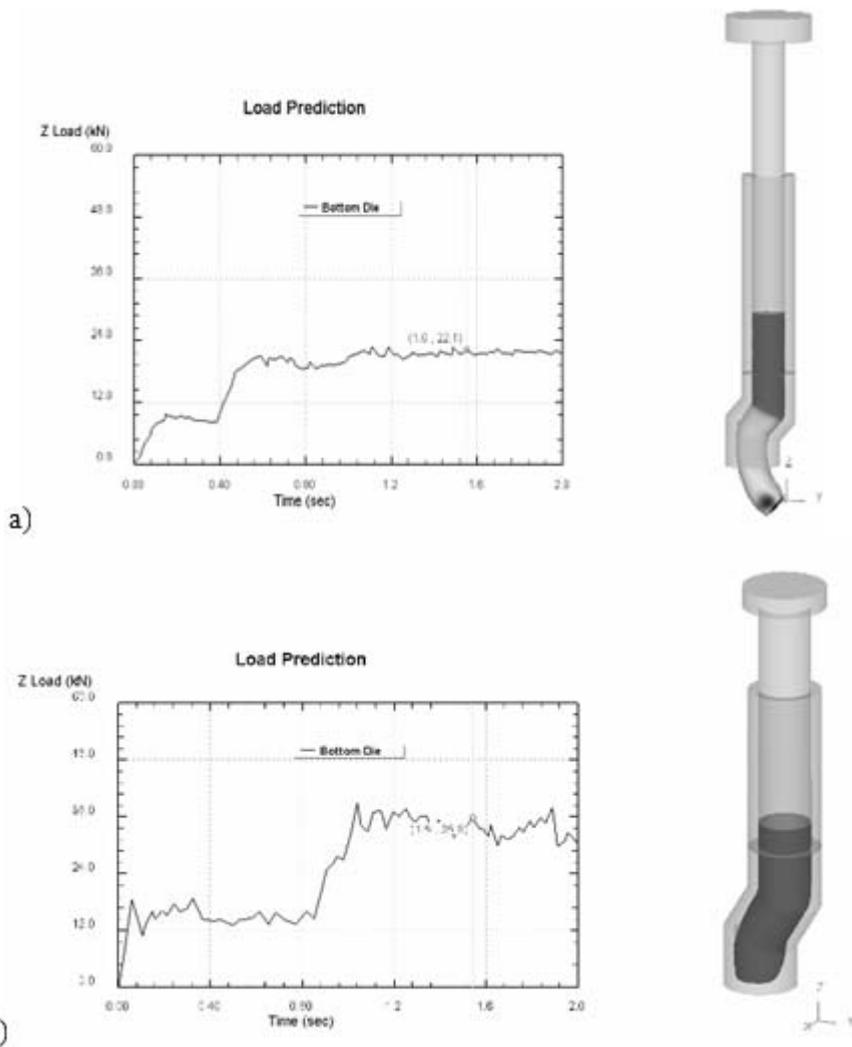


Рис.5. Скриншоты результатов моделирования РКУ прессования
 а) Результаты моделирования №3 ($(D_v/D_0) = 2,8$; $d = 25$ мм; $\Phi = 150^\circ$)
 б) Результаты моделирования №4 ($(D_v/D_0) = 4,4$; $d = 15$ мм; $\Phi = 135^\circ$)

4. Результаты и обсуждение

Полученные путем моделирования данные были представлены в виде графиков усилия РКУ прессования $P_{\text{пресс}}$ в матрицах с разными углами стыка каналов Φ , наложенных на ранее полученный экспериментальный график осевого усилия винтовой прокатки $P_{\text{прок}}$. Графики показаны на рис. 6. Графики на рисунке показывают, что наиболее предпочтительным для построения совмещенного процесса представляется использование

в качестве базовых не самых малых диаметров сортамента винтового стана ($(D_v / D_0) = 4,4$; $d = 15$ мм), как предполагалось ранее, а средних, в области $(D_v / D_0) = 3,6-3,8$, что соответствует диаметрам прессуемого прутка 17÷19 мм. При этом, угол стыка каналов РКУ матрицы должен быть больше 135° .

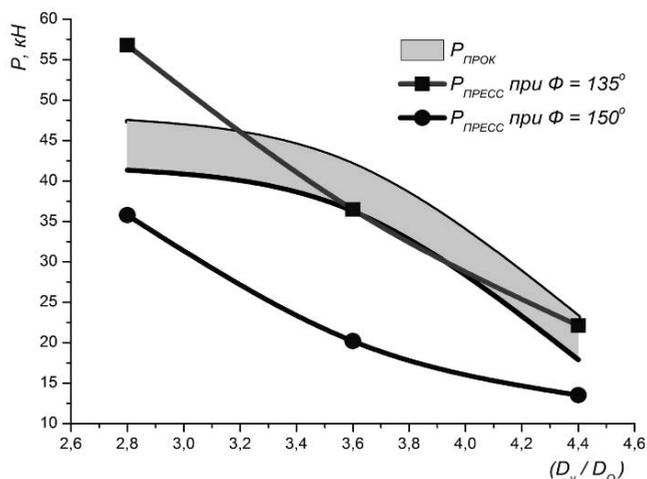


Рис. 6. Сравнительный график усилий винтовой прокатки и РКУ прессования

По предварительным данным предполагается осуществление стабильного совмещенного процесса с параметрами $d = 18$ мм, $\Phi = 150^\circ$. Поскольку график усилия РКУ прессования был построен с большими допущениями, он дает только общую информацию, определяющую область поиска оптимального решения. Теперь требуется построение ряда максимально уточненных компьютерных моделей совмещенного процесса в указанной области и выбор среди них лучшей, как прототип для изготовления экспериментальной установки.

Заключение

Из накопленных данных можно сделать вывод о том, что при прокатке более толстых профилей наблюдается существенно больший разброс значений усилий, что вероятно стоит списать на возрастание роли других факторов в этом случае. Это могут быть особенности внутреннего и контактного трения заготовки, её реологии, особенности калибровки деформирующего инструмента.

Сами измеренные значения осевого усилия (до 38 кН) говорят о принципиальной возможности осуществления совмещенного процесса прокатка-прессование при больших ($140^\circ-150^\circ$) значениях углов стыка

каналов РКУ-матрицы. По данным исследования, главную опасность представляет здесь не недостаток усилия, а возможность изгиба заготовки между валками и матрицей. Кроме того, значение усилия можно немного повысить, используя валки с насечкой при максимальном обжати. Полученные результаты сравнимы с результатами исследования усилия прошивки похожих профилей на трехвалковых станах [2÷4].

Результаты исследования, как содержащие сведения о резерве усилия (сил трения) поперечно-винтовой прокатки так же могут быть использованы для оптимизации процесса прошивки сплошных заготовок в трубу.

Литература

1. Naizabekov A., Lezhnev S., Arbut A.: Combined Process of Helical Rolling with Equal-Channel Angular Pressing. In *Metal 2013: 22.int. metal. conference*: 15–17. 5. 2013. Brno, Hotel Voroněž I, Czech Republic, EU. Ostrava: TANGER: May, 2013, p. 422÷426. ISBN 978-80-87294-41-3.
2. Kovalev D.: Research and development of process technology helical rolling to improve ductility hypereutectic silumin alloys. Thesis for the degree of candidate of technical sciences., Moscow 2011.
3. Aleshchenko A.: Research and development of design methodologies technological Instrument helical rolling mill liners and tubes. Dissertation author's abstract on scientific degree of candidate of technical sciences, Moscow 2010.
4. Teterin P.: Theory axial and helical rolling. Ed. 2nd, Moscow: Metallurgy, 1983.
5. Russian Federation Patent number 2009737, MKI V21V19/02. Three-roll mill helical rolling mill and technological tool helical rolling. Romantsev B., Mikhailov V., Galkin S.P., Degtyarev M., Karpov B., Chistova A.
6. Galkin S., Mikhailov, V., Romantsev B.: Technology and minimill of helical rolling as technological system. *Proizvodstvo Prokata*. Moscow, 1999, № 6.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГОРЯЧЕКАТАНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HOT ROLLED LOW CARBON STEEL AFTER SEVERE PLASTIC DEFORMATION

*Пройдак Ю.С. *, Куцова В.З. *, Стеценко А.П. *, Котова Т.В. *, Дуја Н. **,
Kawałek A. ***

*Национальная Металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина, ** Politechnika Częstochowska, Instytut Przeróbki Plastycznej i Inżynierii Bezpieczeństwa

Abstract

The influence of the hot rolling modes and the subsequent severe plastic deformation (SPD) on the structure and properties of sheet steel 08ps was studied. It was shown that formation microstructure with crystallite size of less than 100 nm and improved drawability of sheet steel obtained by SPD.

Введение

В основу настоящих исследований положена идея получения качественного тонколистового проката деформацией в ферритном температурном интервале, соответствующего требованиям стандартов.

На протяжении последних десятилетий активно развивается направление, связанное с достижением в конструкционных материалах высокопрочного ультрамелкозернистого структурного состояния методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1÷5]. Получение заготовок металлов и сплавов с ультрадисперсной и нанокристаллической структурой с новым уровнем технологических и эксплуатационных характеристик открывает новые перспективы использования традиционных конструкционных материалов.

Таким образом, установление закономерностей влияния режимов прокатки и последующей ИПД на формирование структуры и свойств тонкого листа из низкоуглеродистой стали является актуальным.

1. Материал и методика исследования.

В работе исследовали образцы низкоуглеродистой стали 08пс толщиной 2,07 мм следующего химического состава, масс. %: 0,08 С; 0,3 Мп; 0,01 Si; 0,03 S; 0,023 Р; 0,04 Cr; 0,03 Ni; 0,03 Cu; 0,02 Al.

Деформационную обработку проводили на лабораторном стане дуо 280 за один проход. $T_{нагр}=1000^{\circ}\text{C}$, $T_{пр}=750^{\circ}\text{C}$, относительная степень

деформации составляет $\varepsilon=8,2\%$. Горячекатаные образцы стали 08пс подвергали кручению под гидростатическим давлением (КГД): давление $P=310\text{кгс/см}^2$, количество оборотов – $N=5$, диаметр образца – $D=9$ мм, исходная толщина образца – $S_0=0.7$ мм, истинная степень деформации в центре образца – $\varepsilon_1=3.8$, сдвиговая степень деформации в центре образца – $\gamma_1=44.85$, истинная степень деформации на периферии образца – $\varepsilon_2=6.0$, сдвиговая степень деформации на периферии образца – $\gamma_2=403.0$. Микроструктурный анализ стали 08пс проводили с помощью оптических микроскопов «Nikon Eclipse MA-200», «Neophot-21» и электронного микроскопа JSM-840 с системой микроанализа “Link- 860/500” (фирма “Link Analytical”, Англия). Рентгеноструктурный анализ осуществляли на дифрактометре ДРОН–3М в $\text{CuK}\alpha$ - излучении. В работе истинную и сдвиговую деформации при кручении оценивали расчетным путем [6]. Измерения нанотвёрдости проводили с помощью наноиндентера «Nanoindenter G200» производства США согласно ГОСТ Р 8.748-201 [7].

2. Результаты исследования

Анализ результатов исследования особенностей формирования и количественных параметров структуры исходной заготовки и деформированных образцов стали 08пс показал, что микроструктура исходной заготовки (рис. 1, а) характеризуется зерном феррита величиной 20–90 мкм в поверхностной зоне и 10–60 мкм в центральной зоне листа (рис. 1, б).

Однопроходная прокатка в области феррито-перлитной структуры металла обеспечила получение равномерной структуры по всему сечению листа, размер ферритного зерна составляет 8÷20 мкм (рис. 1в, г). Зерна в основном равноосные.

Для установления взаимосвязи между механическими характеристиками оценку штампуемости стали 08пс после прокатки проводили по совокупности свойств (предел прочности $\sigma_b = 450$ МПа; предел текучести – $\sigma_t = 400$ МПа; число текучести – $\sigma_t / \sigma_b \sim 0,89$; относительное удлинение – $\delta = 20\%$; твердость по Роквеллу HRB 77). Анализ комплекса свойств показал невысокую вытяжную способность металлопроката.

На рис. 2 представлена микроструктура стали 08пс после ИПД методом КГД. Исследование микроструктуры в поперечном сечении образцов подтвердило наличие сильной локализации деформации на периферии образцов. На рис. 2, а видны линии течения металла в процессе деформации, приводящие к формированию выраженной металлографической текстуры, совпадающей с направлением кручения. Эти и подобные им элементы неоднородного течения выявляются при относительно небольших оптических увеличениях (рис. 2б).

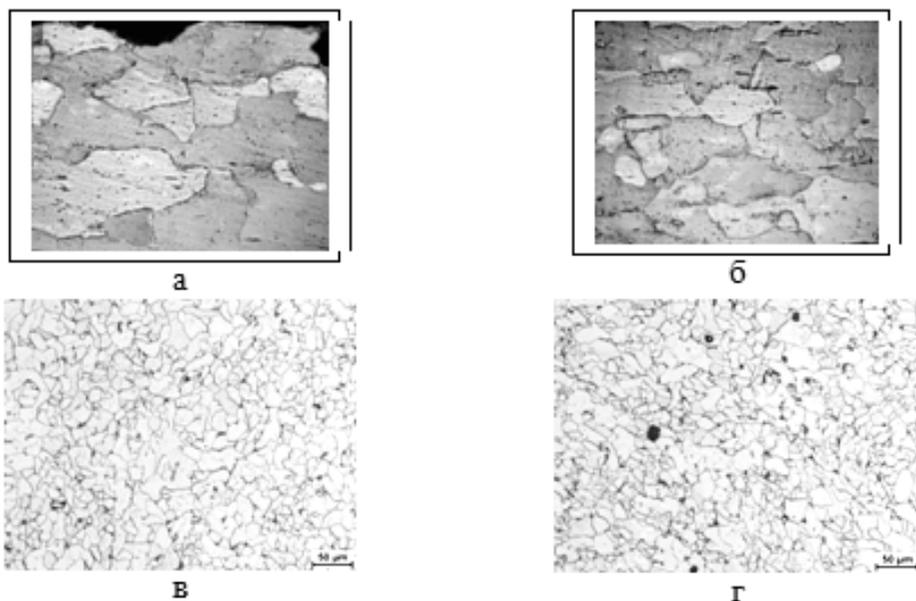


Рис. 1. Микроструктура исходной заготовки стали 08пс:
 а – поверхностная зона, $\times 200$; б – центральная зона, $\times 200$; после горячей прокатки:
 в – поверхность, г – центр

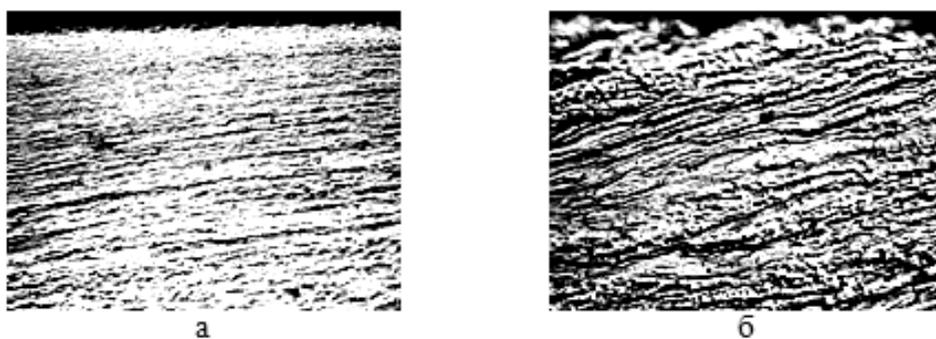


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения образца стали 08пс после КГД, N=5
 а – общий вид, $\times 50$, б – периферия образца, $\times 400$

Анализ данных рентгеноструктурного анализа показал, что с увеличением значений давления при КГД изменяется размер кристаллитов до наноразмеров при $P=310 \text{ кг/см}^2$ $L < 100 \text{ нм}$, увеличиваются значения микронапряжений до $1,37 \text{ Н/м}^2$, возрастает плотность дислокаций в плоскостях (110) и (220).

Результаты исследований показывают, что твердость стали 08пс после КГД изменяется по радиусу образца: от центра к периферии твердость возрастает от $H_1=3,4$ ГПа до $H_4=6,0$ ГПа, соответственно. Повышение твердости в 1,8 раза от центра к периферии образца подтверждает факт локализации деформации на периферии образца. Значения твердости на периферии H_4 практически в 2 раза выше, чем твердость стали в прокатанном состоянии H_0 .

Значения модуля упругости для стали 08пс после КГД на глубине внедрения индентора 900 нм уменьшаются от центра к периферии на 7% (от $E_1=224,96$ ГПа до $E_4=177,46$ ГПа). Снижение модуля упругости после КГД гарантирует повышение уровня штампуемости стали 08пс.

Выводы

Изучено влияние режимов прокатки и последующей ИПД методом КГД на формирование структуры и свойств тонкого листа из стали 08пс.

Установлено, что:

- 1) прокатка образцов стали 08пс за один проход при температуре ниже точки A_{r1} в области феррито–перлитной структуры металла, с охлаждением на воздухе, обеспечила получение равномерной структуры по толщине листа;
- 2) в результате однопроходной деформации формируется комплекс механических свойств, не обеспечивающий высокий уровень штампуемости тонколистового проката;
- 3) в результате КГД в низкоуглеродистой стали 08пс формируется неоднородная структура, вызванная течением металла в направлении кручения, что обусловлено изменением степени деформации в результате обработки от периферии к центру образца;
- 4) ИПД методом КГД формирует в металле ультрамелкозернистую и наноструктуру с размером кристаллитов менее 100 нм, что подтверждается данными рентгеноструктурного анализа;
- 5) изменение значений твердости и модуля упругости по радиусу образца стали 08пс гарантирует улучшение вытяжной способности тонколистового проката после ИПД по сравнению с горячекатаным состоянием.

Литература

1. Nanomaterials by severe plastic deformation. Wang J.T., Figueiredo R.B., Langdon T.G., editors. Zurich: TransTech., 2011, p. 169÷291.
2. Cao Y., Wang Y.B., An X.H., Liao X.Z., Kawasaki M., Ringer S.P., Langdon T.G., Zhu Y.T.: Concurrent microstructural evolution of ferrite and austenite in a duplex stainless steel processed by high-pressure torsion. Acta Materialia, 2014, Vol. 63, p. 6÷29.
3. Scheriau S., Zhang Z., Kleber S., Pippan R.: Deformation mechanisms of a modified 316L austenitic steel subjected to high pressure torsion. Mat. Sci. Eng. A., 2011, Vol. 528, p. 2776÷2786.

4. Добаткин С.В., Рыбальченко О.В.: Структурно-фазовые состояния и механические свойства нержавеющей стали 08X18H10T после интенсивной пластической деформации. Тезисы VII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов», Черногловка, 2012, с. 143.
5. Кошовкина В.С., Майер Г.Г.: Влияние кручения под квазигидростатическим давлением на структуру и механические свойства низкоуглеродистой стали 06МБФ. XIX Международная научно-практическая конференция «Современные техника и технологии», Томск, 2013, с. 76÷77.
6. Кузнецов Р.И., Быков В.И., Чернышев В.П., Пилюгин В.П., Ефремов Н.А., Пашеев А.В.: Пластическая деформация твердых тел под давлением. Препринт 4/85, ИФМ УРО АН СССР, Свердловск. СССР, 1985.
7. ГОСТ Р 8.748-201 Государственная система обеспечения единства измерений (ГСИ). Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний. М.: Стандартиформ, 2013.

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ СТАЛИ 01ЮТ

THE INFLUENCE OF COMBINED PLASTIC DEFORMATION ON THE FORMATION THIN STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE HOT-ROLLED STEEL 01ЮТ

*Пройдак Ю.С. *, Куцова В.З. *, Стеценко А.П. *, Котова Т.В. *, Дужа Н. **, Kawalek A. ***

*Национальная Metallургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина, ** Politechnika Częstochowska, Instytut Przeróbki Plastycznej i Inżynierii Bezpieczeństwa

Abstract

The results of investigation structure formation in the low-carbon steel 01ЮТ after severe plastic deformation (SPD) by high-pressure torsion (HPT). It was shown that deformation is localized at the periphery of the sample and formed an inhomogeneous microstructure in diameter. The hardness after IPD by HTP is in 2 times higher elastic modulus is higher on 7% and the ductility characteristic is satisfactory compared with the initial state

Введение

Создание ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов с новым уровнем свойств, используя интенсивную пластическую деформацию (ИПД), невозможно без знания закономерностей изменения структуры от режимов обработки [1÷3]. Основное требование к листовым сталям для вытяжки – обеспечение высокой степени деформируемости при изготовлении деталей сложной формы, высокое качество поверхности после деформации, которое необходимо для нанесения защитного покрытия. Поэтому исследования, посвященные установлению закономерностей влияния деформационных режимов кручения под гидростатическим давлением (КГД) на структурообразование, фазовый состав, физико-механические свойства тонколистового проката из ультранизкоуглеродистых (УНС) сталей, являются актуальны.

1. Материал и методики

В работе исследовали структуру и свойства горячекатаной стали 01ЮТ подвергнутой дополнительной ИПД методом КГД. Химический состав стали: С – 0,003, Mn – 0,12, Si – 0,01, P – 0,005, S – 0,011, Cr – 0,01, Ni – 0,01, Cu – 0,02, Al – 0,041, Ti – 0,07, N – 0,004, Ca – 0,0003. Экспери-

ментальные исследования температурно-деформационных условий прокатки проводили на лабораторном прокатном стане ДУО 280: $T_{нарп}=1000^{\circ}\text{C}$, $T_{1пр}=970^{\circ}\text{C}$, $T_{2пр}=730^{\circ}\text{C}$, $\Sigma\varepsilon=60\%$. Горячекатаные образцы стали 01ЮТ подвергали КГД: $P=310 \text{ кгс/см}^2$, $N=5$, $D=9 \text{ мм}$, $S_0=0.7 \text{ мм}$, $\varepsilon_1=3.8$, $\gamma_1=44.85$, $\varepsilon_2=6.0$, $\gamma_2=403.0$. Истинную (ε_1 , ε_2) и сдвиговую (γ_1 , γ_2) деформации при кручении по сечению образца оценивали расчетным путем [2]. Измерения нанотвёрдости проводили с помощью наноиндентера «Nanoindenter G200» производства США, с использованием алмазной трехгранной пирамидки Берковича. Рентгеноструктурный анализ осуществляли на дифрактометре ДРОН-3М в $\text{CuK}\alpha$ – излучении. Электронномикроскопические исследования тонкой структуры проводили с помощью JEM фирмы JEOL.

2. Результаты исследований

Тонкая структура исходной горячекатаной стали 01ЮТ представлена на рис. 1.

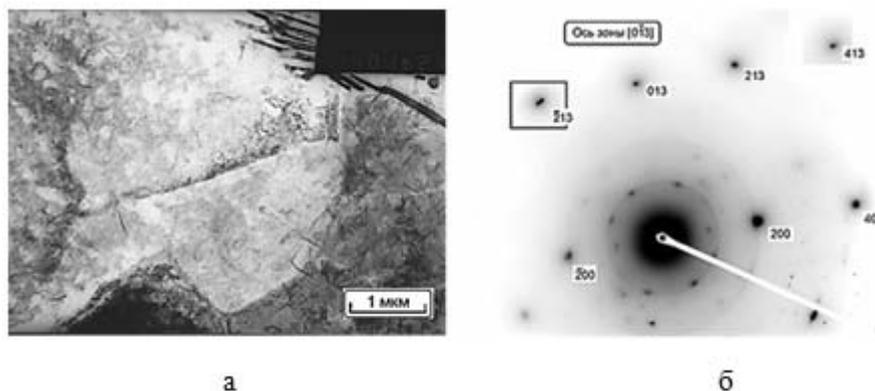


Рис. 1. Тонкая структура ультранизкоуглеродистой горячекатаной стали 01ЮТ
а – тонкая структура, б – дифракционная картина

Субзеренная структура стали 01ЮТ является довольно распространённой в горячедеформированных сталях, которая обладает очень большим запасом субзеренной энергии в ферритной составляющей. Что касается перлитной составляющей, то ее строение также показывает наличие субзеренных границ.

На рис. 2 представлена тонкая структура периферии образца горячекатаной стали 01ЮТ после последующей холодной деформации методом КГД. На периферии степень деформации повышается, однако, на дифракционных картинах размытие азимутальных рефлексов составляет 17.21° .

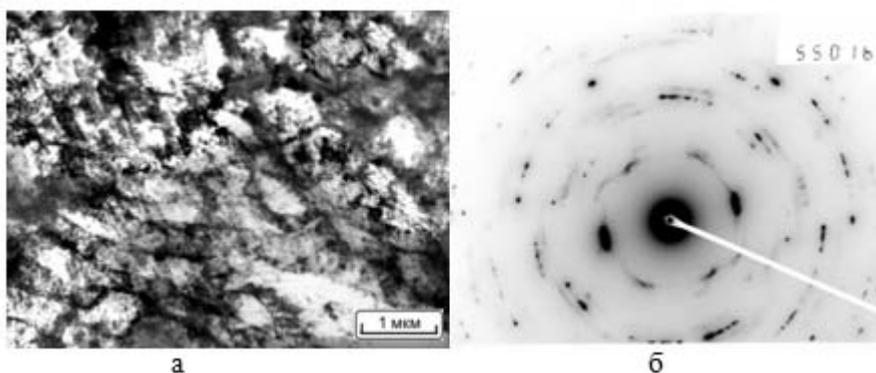


Рис. 2. Тонкая структура ультранизкоуглеродистойгорячекатаной стали 01ЮТ с последующейхолоднойдеформацией методом КГД
а – тонкая структура, б – дифракционная картина

В данном случае следует отметить, что изображение размытости структуры рефлекса имеет центросимметричный характер, что присуще вихреобразным течениям металла при наличии микрон зон вращения, которые сопровождаются наличием ротационных мод. Размер микрон зон в диаметре 2-5 мкм и более. В феррите наблюдается высокая плотность дислокаций, формируется блочная структура.

Максимальное давление при КГД приводит к максимальному измельчению зерна, при этом размер кристаллитов (ОКР) составляет менее 100 нм для всех исследуемых образцов стали 01ЮТ при $P = 300 \text{ кгс/см}^2$ и $N = 5$. Плотность дислокаций стали 01ЮТ после КГД при $P = 300 \text{ кгс/см}^2$ возрастает для плоскости (110) в 1,5 раз, а для (220) в 1,7 раз, Значения микронапряжений после КГД возрастают по сравнению с горячекатаным состоянием на 38% при 5 оборотах и давлении 300 кгс/см^2 .

Изменение твёрдости стали 01ЮТ после горячей прокатки с последующей деформацией методом КГД имеет следующий характер: максимальные значения твердости наблюдаются на периферии образца и достигают 5,8 ГПа, что 2 раза выше, чем в горячекатаном состоянии. Неравномерность распределения твердости вдоль радиуса вызвана локализацией деформации на периферии образца. Модуль упругости исследуемой стали 01ЮТ изменяется от $E_{\text{исх}} = 210 \text{ ГПа}$ до $E_{\text{периф.}} = 246 \text{ ГПа}$. В литературе [4-7] обсуждается несколько факторов, оказывающих влияние на упругие свойства ультрадисперсных материалов, полученных методами ИПД. Предполагается, что определяющую роль в уменьшении упругих свойств наноматериалов играют границы зерен и тройные стыки, т.к. значительная доля атомов наноструктурного материала расположена в местах, отличных от их нормальных позиций в кристаллической решетке, а объемная доля границ зерен, приграничных объемов и тройных стыков возрастает по мере уменьшения размера зерна [8, 9]. Значения

характеристики пластичности стали 01ЮТ в исходном горячекатаном состоянии составляет: $\delta_n = 0,928$. Наблюдается снижение пластичности вдоль радиуса образца стали 01ЮТ: в центре $\delta_n = 0,899$ и $\delta_n = 0,814$, на периферии.

Выводы

В результате исследований тонкой структуры горячекатаной стали 01ЮТ с помощью электронной микроскопии установлено, формирование субзеренной структуры. При последующей холодной деформации формируется блочная структура с размером микрозон в диаметре 2÷5 мкм и более, наблюдается высокая плотность дислокаций. Указанные структурные изменения привели к формированию высоко уровня свойств: повышению твердости в 2 раза, снижению модуля упругости на 7% и сохранению значений пластичности на удовлетворительном уровне. Полученные результаты расширяют теоретические представления о закономерностях формирования структуры деформированной стали 01ЮТ и позволяют их применять на практике.

Литература

1. Кузнецов Р.И., Быков В.И., Чернышев В.П., Пилюгин В.П., Ефремов Н.А., Пашеев А.В.: Пластическая деформация твердых тел под давлением. Препринт 4/85, ИФМ УРО АН СССР, Свердловск СССР 1985.
2. Бернштейн М.Л., Займовский В.А.: Механические свойства металлов. Металлургия, Москва 1979.
3. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А.: Физические основы прочности тугоплавких материалов. Науковадумка, Киев 1975.
4. Бернштейн М.Л.: Структура деформированных металлов. Металлургия, Москва 1977.
5. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я.: Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. Науковадумка, Киев 1974.
6. Kuhlmann-Wilsdorf D.: Theory of Plastic Deformation: properties of low energy dislocation structures. *Mat. Sci. and Eng. A.*, 1989, Vol. 113A, p. 1÷41.
7. Бочвар А.А.: О разных механизмах пластичности в металлических сплавах. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2002, № 11, с. 53÷56.
8. Каверина С.Н., Печковский Э.П., Саржан Г.Ф., Фирстов С.А.: Особенности формирования деформационной структуры в ГЦК – металлах в интервале температур 0,05-0,5Т пл. *Металлофизика и новейшие технологии*, 2002, Т. 24, № 2, с. 251÷269.
9. Mishra R.S., Bieler T.R., Mukherjee A.K.: Mechanism of high strain rate superplasticity in aluminum alloy composites. *Acta Mater.*, 1997, Vol. 45, № 2, p. 561÷568.

STUDYING THE BEHAVIOR OF CENTRAL DISCONTINUITIES OF CONTINUOUSLY CAST BILLET IN ROLLING PROCESS IN BREAKDOWN STAND

*Smyrnov Y.N.**, *Sklyar V.A.**, *Belevitin V.A.***, *Smyrnova T.Y.****

*Ugarov Stary Oskol Technological Institute, Moscow Institute of Steel and Alloys, Department of Metallurgy and Material Science, Stary Oskol, Russian Federation, **South Ural State Humanitarian Pedagogical University, Department «Automobile transport, information technologies and methods of teaching technical subjects», Chelyabinsk, Russian Federation, ***State Statistics Service of Ukraine, Main Department of Statistics in Donetsk region, Bakhmut, Ukraine

Abstract

The mathematical model of the cooling process after heating in furnace and rolling in breakdown stand of continuously cast billet is presented. The distinguishing feature is that the model takes into account the presence of axial discontinuities in continuously cast billet and scale on its surface. The model is built using the finite element method in the software package. Obtained results allowed recommending the temperature of metal heating before rolling, which would provide maximum closure of porosity and axial discontinuities.

Introduction

Since 2009 the continuously cast billet of small section with a significant range of the rolled steels' grade composition such as high quality carbon, low alloy, spring steel and etc. has been used by the PJSC "Donetsk metal rolling plant" in 500/370 rolling mill. Substitution of the heating furnace demanded significant changes in the process of obtaining multiple billets (~ 4000 mm in length) of the continuous-bars (up to 12,000 mm). It was required to estimate how the new cutting conditions, the temperature state of the end of the billet and the size of the axial discontinuities affect the disclosure of end of billets during rolling (Figure 1, 2).

From the rolling production point of view a whole set of additional research related to the geometry features of the continuously cast billet has been demanded. Analysis of the literature has shown [1÷3] that in the most cases in the mathematical modeling the following parameters are taken into account to describe the metallurgical quality of the billet. The shape of the billets surface defects is taken into account while creating a solid model of a billet and during consequent study of the defect behavior during rolling. At the same time, the least accounted to be considered are such metallurgical properties that are related to the macrostructure parameters of continuously cast billets (porosity, shrinkage cavity). To ensure the rapid implementation of changes in cost-effective production it is necessary to develop a mathematical model.

Several studies have been performed to understand the phenomenon of void closure in continuously cast metal during rolling processes [2]. In work [3] authors investigated the closure and welding phenomena of cylindrical or round voids in a slab, and found that heavy reductions and rolls with large diameter were effective for the void closure, and that large magnitudes of hydrostatic stress in this process were effective for welding of voids. The void closure was also investigated during rolling of slab, it was found out that void at the middle layer of metal was the most difficult to be closed since the hydrostatic stress as well as the effective strain at the location were the least in magnitude [4].



Fig. 1. Cracking at the front end of breakdown after three passages: 60C2 steel, 130×130 mm billets

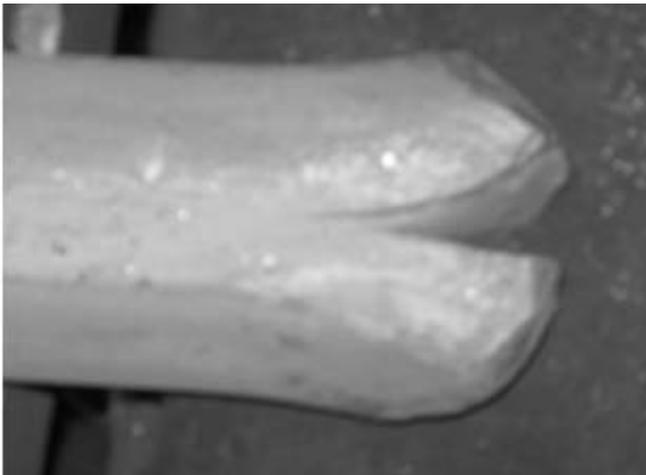


Fig. 2. Delaminating at the front end of breakdown after nine passages: 60C2 steel, 130×130 mm billets

To investigate the void closure the method of upper bound analysis [5], finite element method [6-8] and experimental investigation [9, 10] are used to develop predictive measures for void closure during rolling processes [11]. For this study the finite element method has been chosen on the basis of DEFORM™ 3D software.

The objective of this paper is to study the forming mechanism of the central discontinuity with different diameters, temperature and stress-strain state of continuously cast billets in rolling process in breakdown stand.

1. Methods

This study has been conducted by means of mathematical modeling of continuously cast rolling billets made out of spring steel grades which are defective by axial discontinuity flaw at the conditions of a nonsteady rolling process. The preparatory phase of the study has been done in order to maximize the objectivity of the input data. The industrial experiment has been performed to clarify causes of shrinkage phenomena under conditions of the PJSC "Electrosteel" (Kurahovo city). The materials for the study were billets made of 60C2 steel (GOST 14959-79) which were obtained by cutting an initial billet into four equal parts. Length of each part is 300 mm.

The resulting samples were cut by various ways: cutting by burn off (30 pieces), cutting by cold saws (20 pieces) and combined cutting method (12 pieces) where one end of the billet was cut by cold saws and the second was cut by burn off. After cutting each test material has been treated by rolling and estimation of crack tip billets have been done. The results of this full-scale experiment allowed establishing a classification of mostly common axial flaw discontinuities (Figure 3) with diameters of 3, 5 and 8 mm.

At the next stage of the research a solid model in the DEFORM™ 3D software package has been designed. The following assumptions were made for this purpose: 1) all rollers are rigid bodies; 2) the investigated porous billets are fabricated out of plastic material; 3) the friction coefficient between the billet and the rolls remains constant during the rolling process.

Models of the pores have been designed in such a way that they have a length equal to the diameter of the pores. Billets made out of 60C2 steel (the analogue of steel AISI 9261 (900÷1200°C)) were chosen as test materials with 150×150 mm cross section and 200 mm length. To make an objective description of thermal processes which took place while rolling, a number of studies was executed aimed to determine the temperature of billets with different diameters of discontinuity flaw under initial temperatures of rolling: 1200°C, 1150°C, 1100°C and 1050°C and different cooling time: 20 s, 40 s, 60 s.

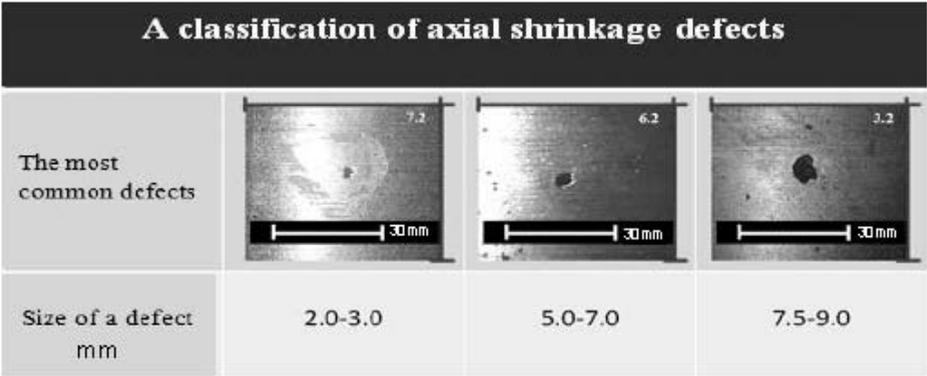


Fig. 3. A classification of axial shrinkage defects

2. Results and Discussion

The temperature field distribution at the ends of billet with different initial conditions was obtained. Processing of results was performed by finding the difference between the temperatures at the central point (discontinuity) of the cross-sectional end and billet heating temperature t_h (Figure 4). Analysis of the results showed that the lower heating temperature trend is decreasing the value of the temperature gradient. It was found that during 20 s exposure time, reduction in temperature end of billet is $45 \div 60^\circ\text{C}$, during 40 s – $60 \div 80^\circ\text{C}$, and during 60 s – $80 \div 100^\circ\text{C}$. This fact is a direct evidence of the need to integrate a temperature gradient in the ensuing simulation of deformation of billet in the breakdown stand.

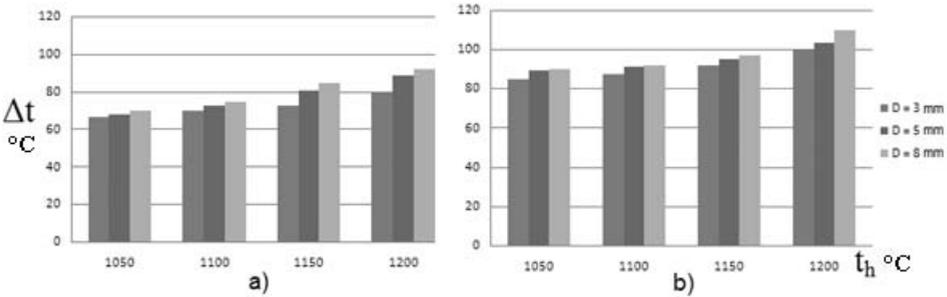


Fig. 4. Diagrams of temperature gradients ($^\circ\text{C}$) at the end of the billet: process exposure time (a) 40 s and (b) 60 s

The obtained data of temperature change on the cross and longitudinal sections were used for establishing the billet boundary conditions during simulations. The analytical model is used to examine the following system parameters: initial temperature of rolling, time of billet out of the furnace and

temperature changes during the rolling process depending on the size of the pore in the condition of other remaining process parameters (rolls velocity, billet reduction rate, etc.).

In this study simulated discontinuity flaws are considered as cylindrical defects. The direction of applied compressive strain is planar and is located at the width of billets. Geometric changes in terms of the length of the major axis of the pores is determined as the ratio of the minimum stress of the pore obtained by the finite element analysis of billet without pore under the same conditions. Although pore is an empty space, the deformation term is used in this context for the purpose of convenience. Figure 5 shows the behavior of a central axis discontinuity deformation with various diameters obtained by the finite – element analysis.

It was found that the billet with a pore diameter $D=3$ mm and under 1100°C initial temperature of rolling has maximum forming changes of 0.3 mm which is by 10% above of the initial diameter of the discontinuity flaw. As shown by the simulation results, the annihilation of pore has the best effect when initial temperature of rolling is equal to 1100°C . In Figure 5 these temperatures are marked by dark color. The finite – element analysis of the billet with a discontinuity diameter of 5mm has shown that the maximum length of the pore is reached at 1200°C and it is 5.8 mm, the minimum length of the pore at 1100°C is 5.00 mm. Also, like the last time, the optimal temperature for defect closure is initial temperature of rolling of 1100°C .

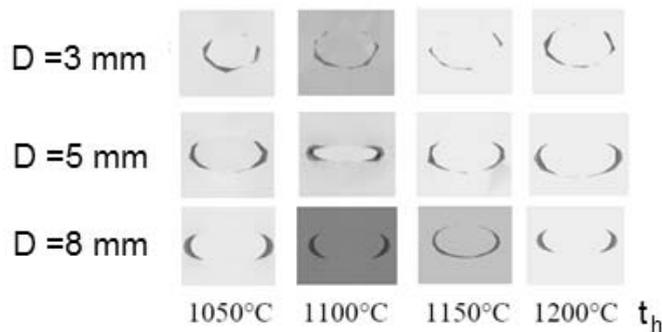


Fig. 5. The central axis pore forming stages depending on time and the initial temperature of rolling

Analysis of the discontinuity model of forming with a discontinuity diameter of 8 mm has shown the following results. To ensure a minimum length of the pore the rolling should be under the temperature of 1150°C while minimum length of the major axis of the ellipse has reached 8.7 mm which is by 8.7% more than the original diameter. The choice of the temperature is explained by the high

expenditure of energy in order to ensure the sufficient flow rate for geometry changes of large pore. The least favorable porosity annihilation parameter is an initial temperature of rolling. The initial temperature of rolling that is equal to 1200°C favors the development of a very large pore extent in the billet – 9.44 mm which is almost impossible to eliminate.

As a criterion for characterizing the efficiency of pore closure process an effective stress parameter has been chosen. The discontinuity flaw closure which took place in the metal during rolling varies considerably because of the inhomogeneous stress distribution of deformation that depends on the location of the pore. The finite-element analysis has shown that inhomogeneous compression is distributed not only on the latitudinal section but also on the longitudinal section of billets.

According to the analysis, the height of this pore at the time point 0,19 seconds reaches value of 3.13÷3.23 mm. A diameter of this cross section changes from 2.24 mm to 3.03 mm under an average effective stress of 115 MPa. The height of the billet with a central axial discontinuities having 5mm diameter at the same time point reaches 5.85÷5.93 mm and the diameter of the cross section changes from 5.41 mm to 5.57 mm under an average effective stress of 117 MPa. The billet with the largest central axial discontinuities having 8 mm diameter under an average effective stress of 109 MPa is characterized by the following parameters: the height of the pore changes from 8.6 mm to 9.4 mm, the diameter of the cross section fluctuates from 6.1 mm to 9.8 mm.

The billet with smallest central axial discontinuities having 3mm diameter reaches the minimal diameter at the bottom of it. In contrary, the billet with the largest central axial discontinuities having 8mm diameter reaches its minimum diameter at the top. The pore with a diameter of 8mm has formed its outline as a funnel which comes out by its maximal diameter under applied rolling forces while the small pore has been carried by flow of metal due to its small size. The billet with the medium central axial discontinuities having diameter of 5 mm has almost the same height and cross-sectional diameter which helps obtaining further homogeneously filled geometry.

Conclusion

The closure phenomenon of a cylindrical void in a continuously cast billet during rolling was investigated by finite element method in DEFORM™ 3D. The industrial experiment was performed to define the most common defects of discontinuity flaw. The behavior of the forming mechanism of a central discontinuity flaw with different diameters has been studied as well as temperature and stress-strain state of continuously cast billets in conditions of nonsteady rolling process. Obtained results allowed recommending the temperature of metal heating before rolling – 1050°C. Clearly, these analytical results can provide useful knowledge for designing the pass-schedule of flat-and-edge rolling processes to eliminate or maximally close the internal voids.

References

1. Pyykkonen J.: Numerical Modeling of Hot Rolling, Microstructural evolution during plate rolling. Development of hot and cold rolling processes by novel process modeling methods, Centre for Advanced Steel Research. Materials Engineering Laboratory 2011.
2. Park J.: Prediction of void closure in a slab during various deformation processes. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2011, Vol. 25, p. 2871÷2876.
3. Wang A., Thomson P.F., Hodgson P.D.: A study of pore closure and welding in hot rolling process. *J. Mater. Process. Technology*, 1990, Vol. 60, p. 95÷102.
4. Ji Y., Park J.J., Moon C.H.: Finite element analysis of deformation characteristics in heavy slab rolling. *Int. J. of Modern Physics*, Singapore: World Scientific Publishing Co., 2009, Vol. 23, p. 1591÷1596.
5. Waller A.: Closing of a central longitudinal pore in hot rolling. *J. Mech. Work Technol.* Oxford: Elsevier, 1985, Vol. 12, p. 233÷242.
6. Dudra S.P., Im Y.T.: Analysis of void closure in open-die forging. *Int. J. Mach. Tools Manufact*, Oxford: Elsevier, 1990, Vol. 30, p. 65÷75.
7. Pietrzyk M., Kawalla R., Pircher H.: Simulation of the behavior of voids in steel plates during hot rolling. *Steel Res.* New Jersey: John Wiley and Sons, 1995, Vol. 66, p. 526÷529.
8. Wang A., Thomson P.F., Hodgson P.D.: A study of pore closure and welding in hot rolling process. *J. Mater. Process. Technol.* Oxford: Elsevier, 1996, Vol. 60, p. 95÷102.
9. Chaaban M.A., Alexander J.M.: A study of the closure of cavities in swing forging: Proceedings of the 17th International Machine and Tool Design Research Conference, Birmingham 1976, p. 633-645.
10. Nakasaki M., Takasu I., Utsunomiya H.: Application of hydrostatic integration parameter for free-forging and rolling. *J. Mater. Process. Technol.* Oxford: Elsevier, 2006, Vol. 177, p. 521–524.
11. Zhang X.: Theoretical study of void closure in nonlinear plastic materials. *Applied Mathematics and Mechanics*, 2009, Vol. 05, p. 587-597.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПЛОСКОЙ ЗАГОТОВКИ В ПРОЦЕССАХ КОВКИ И ШТАМПОВКИ

REGULARITIES OF FORMING A FLAT WORKPIECE IN FORGING AND STAMPING PROCESSES

Соломонов К.Н., Тищук Л.И., Федоринин Н.И.

Воронежский филиал Московского государственного университета путей сообщения (МИИТ), кафедра теоретической и прикладной механики

Abstract

A new software package for computer simulation of the metal flow pattern is presented, which is observed in the forging and stamping processes and is characterized by a deformation «upsetting» scheme. Comparison of the results of the computer simulation of the forming of workpieces using the developed software and natural experiments on the upsetting of flat workpieces gives a small discrepancy.

Введение

В машиностроении немалую долю составляют детали с ярко выраженным полотно и ребрами жесткости, заготовки для которых изготавливаются на металлургических предприятиях в специальных цехах, оборудованных мощными прессами. Сложность проектирования технологии получения таких заготовок является причиной неправильного выбора формы заготовки и гравюры штампа, что нередко приводит к различным дефектам. Поэтому весьма актуально создание новых методик моделирования процессов формообразования поковок такого типа. Учитывая современные возможности и тенденции развития средств вычислительной техники и программных продуктов, новые методики базируются, как правило, на использовании программных комплексов (ПК), позволяющих активно применять компьютерное моделирование в различных формах. Для компьютерного моделирования пластического формоизменения материалов на большинстве металлургических и машиностроительных предприятий в различных странах мира используются, в основном, программные комплексы, базирующиеся на методе конечных элементов. Наиболее известные из них DEFORM, ANSYS, FORGE и др. [1].

В качестве недостатков рассмотренных программных продуктов можно отметить: весьма высокие требования к параметрам компьютерной техники; значительное время расчета и моделирования одного варианта; сравнительно высокую сложность и низкую скорость создания файла входных данных; существенные затраты на обучения пользователей.

Процессы обработки металлов давлением требуют весьма сложных математических моделей, описывающих напряженно-деформированное состояние пластического формообразования металла. Наряду с громоздкими теориями, описывающими напряженно-деформированное состояние универсальных процессов и объектов, целесообразно создание простых методик моделирования, ориентированных на решение частных проблем, охватывающих, тем не менее, широкий класс задач теории пластичности. К таким относится осадка плоских заготовок, которая сопровождается некоторыми операциями процессов объемной штамповки иковки.

В связи с этим целью наших разработок является создание простого алгоритма, базирующегося на так называемой «экви-теории» (или экви-теории). В этом случае программный продукт не содержит вышеуказанных недостатков больших универсальных ПК: прост в освоении и использовании, быстр, требует минимальных параметров компьютерной техники.

1. Принципы формообразования плоских заготовок

Методика расчета и алгоритм, базирующиеся на «теории тонкого слоя» [2], весьма сложны, и ПК, описанный в [3], иногда дает сбои при построении картины течения металла, а именно: линии раздела течения металла строятся, как правило безошибочно, а при изображении линий тока возникают проблемы.

В связи с этим в основу создания нового ПК положена «экви-теория». Расширение области исследуемых объектов обеспечивается благодаря трем принципам [4], лежащим в основе экви-теории:

1. *Принцип наименьшего сопротивления* формулируется следующим образом: «В случае возможности перемещения точек деформируемого тела в различных направлениях, каждая его точка перемещается в направлении наименьшего сопротивления» [5]. Для практического применения закона наименьшего сопротивления необходимо знать направление траектории, по которой сопротивление течению будет наименьшим.

2. При осадке призматических и цилиндрических тел между параллельными плитами при наличии контактного трения эти траектории определяются по *принципу кратчайшей нормали*, заключающемуся в том, что перемещение любой точки тела в плоскости, перпендикулярной к действию внешней силы, происходит по кратчайшей нормали к периметру сечения [6].

Тогда при осадке прямоугольного параллелепипеда его поперечное сечение примет вид многоугольника, затем эллипса, затем круга, после чего движение точек происходит по радиусам.

3. Такая закономерность может быть сформулирована в виде *принципа наименьшего периметра*: любая форма поперечного сечения призматического или цилиндрического тела при осадке его в пластическом

состоянии с наличием контактного трения стремится принять форму, имеющую при данной площади наименьший периметр, т.е. в пределе стремится к кругу [7].

Однако кратчайшая нормаль не всегда является направлением наименьшего сопротивления, а лишь при двух условиях: если трение на поверхностях контакта металла с инструментом изотропно; если величина контактного трения значительна. При осадке прямоугольного параллелепипеда без контактного трения движение частиц в плоскостях, нормальных к направлению внешней силы, носит радиальный характер, и поперечные сечения в процессе деформации остаются подобными исходному [8], т.е. прямоугольник остается прямоугольником.

Следствием этих принципов можно считать следующие положения:

- ♦ существует линия, вдоль которой скорости перемещения частиц металла равны нулю – так называемая, линия раздела течения металла (ЛРТМ);

- ♦ линия раздела течения металла является геометрическим местом точек, равноудаленных от контура заготовки, т.е. эквидистантой;

- ♦ линии тока (ЛТ) направлены ортогонально контуру заготовки при коэффициенте трения, близком к единице, и радиально – при минимальном трении;

- ♦ в действительности пластическое течение по плоскости контакта происходит в соответствии с промежуточной кинематической схемой течения металла (КСТМ);

- ♦ картина течения металла (КТМ) представляет собой совокупность ЛРТМ и ЛТ.

Зная КТМ, можно прогнозировать распределение потоков металла по плоскости контакта в условиях пластической деформации.

Таким образом, ключевой является задача построения эквидистанты для любого многосвязного контура, который без большой погрешности можно аппроксимировать отрезками прямой и дугами окружности.

2. Методика построения эквидистанты

Рассмотрим основные разделы методики построения эквидистантных точек (эквиточек) для многосвязных контуров. Подробно алгоритм построения эквидистанты описан в [9].

После чтения исходных данных проверяется необходимость их коррекции. Если в какой-либо точке контура производная стремится к бесконечности, выполнение алгоритма прекращается. Чтобы избежать этого, необходимо предварительно скорректировать исходные данные следующим образом.

Если предыдущий фрагмент прямая линия, новые координаты узловой точки $(x; y)$ определяются из соотношений

$$x = x_0 - \text{sign}(x_0 - x_p) \cdot \delta,$$

$$y = \gamma(x - x_p) + y_p,$$

где: $\gamma = \frac{y_0 - y_p}{x_0 - x_p}$ – тангенс угла наклона предыдущего фрагмента;

x_0, y_0 – координаты начала рассматриваемого фрагмента;

x_p, y_p – координаты начала предыдущего фрагмента;

δ – точность вычислений.

Если предыдущий фрагмент дуга окружности, то координаты $(x; y)$ смещенной точки этой окружности

$$x = x_C + R \cos \xi,$$

$$y = y_C + R \sin \xi,$$

где x_C, y_C – координаты центра окружности, R – радиус окружности;

$$\xi = \arccos\left(\cos \psi - \text{sign}(\cos \psi) \cdot \text{sign}(x_0 - x_p) \cdot z \cdot \frac{\delta}{R}\right)$$

$$\xi \in [0; 2\pi)$$

$$\psi = \arctg \frac{y_0 - y_C}{x_0 - x_C} \quad \psi \in [0; 2\pi).$$

Если фрагмент контура дуга окружности, в крайних точках которой производная стремится к бесконечности, заменяем данную окружность другой, у которой радиус будет больше на величину δ .

Разбивка контура выполняется с соблюдением заданного максимального шага.

Производная в точке вычисляется соответственно

$$\text{для прямой} \quad y' = \frac{y_e - y_0}{x_e - x_0};$$

$$\text{для окружности} \quad y' = -\frac{x_i - x_C}{y_i - y_C}.$$

где x_e, y_e – координаты конца рассматриваемого фрагмента;

x_i, y_i – координаты текущей точки контура.

Величина шага угла наклона псевдокасательной в рассматриваемой узловой точке определяется соотношением

$$\Delta \varphi = \frac{2h}{|x_e - x_0|},$$

где h – величина заданного максимального шага разбивки контура.

Длина линии тока для фрагмента, являющегося прямой, вычисляется по формуле

$$d = \frac{(x_i - x_k) \cos \gamma_u + (y_i - y_k) \sin \gamma_u}{1 - \cos(\gamma_i - \gamma_u)},$$

где γ_i – направление перпендикуляра к касательной в рассматриваемой точке контура;

γ_u – направление перпендикуляра к рассматриваемому фрагменту.

Если $d < 0$, то потенциальной эквиточки (ПЭТ) для этого фрагмента нет.

Длина линии тока для фрагмента, являющегося окружностью, вычисляется по формуле

$$d = \frac{(x_i - x_c)^2 + (y_i - y_c)^2 - R^2}{2(R - (x_i - x_c) \cos \gamma_i - (y_i - y_c) \sin \gamma_i)}.$$

Если $d < 0$, то ПЭТ находится внутри рассматриваемой окружности, если $d > 0$, то – вне ее.

Затем дополнительно проверяется, находится ли эквиточка внутри рабочего сектора, образованного радиусами, проведенными в начальную и конечную точки фрагмента.

Чтобы исключить ненужные эквиточки, выполняется проверка условия $\min(x_0, x_e) \leq x_u \leq \max(x_0, x_e)$.

Если в результате описанных действий выясняется, что ПЭТ для этого фрагмента нет, то необходимо проверить краевые точки фрагмента.

Если в краевой точке рабочий угол является развернутым, то длина ЛТ вычисляется по формуле

$$d = -\frac{(x_i - x_q)^2 + (y_i - y_q)^2}{2(x_i - x_q) \cos \gamma_i + 2(y_i - y_q) \sin \gamma_i},$$

где x_q, y_q – координаты краевой точки рассматриваемого фрагмента.

Дополнительно проверяется, находится ли ПЭТ в рабочей зоне ячейки, образованной перпендикулярами к касательным фрагментов, сходящихся в рассматриваемой узловой точке. Если оказывается, что всем условиям удовлетворяют ПЭТ от обоих краев фрагмента, то в качестве ПЭТ принимается та из них, для которой d будет наименьшим.

Если мы нашли ПЭТ для рассматриваемого фрагмента, тогда сравниваем длину ЛТ с минимальной длиной линий тока всех предшествующих фрагментов всех контуров рассматриваемой ячейки. Если эта длина меньше минимальной, то минимальной назначается именно она. После того, как выполнены расчеты для всех фрагментов всех контуров рассматриваемой ячейки, эквиточкой назначается ПЭТ, для которой длина ЛТ оказалась минимальной.

Представленный алгоритм реализован в виде программного комплекса в среде визуального программирования DELPHI.

3. Апробация методики и программного комплекса

На основании представленного алгоритма разработан ПК «ЭКВИ», позволяющий моделировать КТМ на плоскости контакта инструмента и заготовки в процессахковки и объемной штамповки [10], в которых наблюдается деформационная схема осадки.

С целью апробации разработанного ПК «ЭКВИ» было проведено моделирование КТМ при осадке плоских заготовок, имеющих форму «звезда» и «четырёхлистник» (рис. 1).

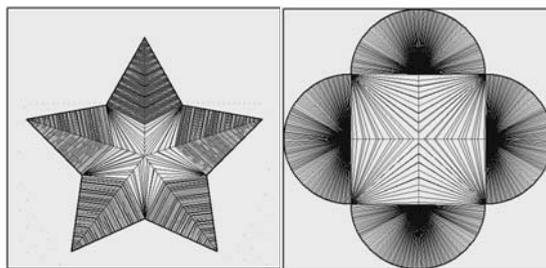


Рис. 1. Картина течения металла для односвязных контуров

При этом в качестве КСТМ выбрана нормальная схема течения металла, обеспечивающая направление линий тока ортогонально контуру заготовки. Такое допущение возможно в первом приближении для общей оценки распределения потоков металла по контактной плоскости. В ходе деформирования КСТМ изменяется и превращается в псевдорадимальную, когда ЛТ направлены к контуру под некоторым углом, отличным от 90° . Тем не менее, это не мешает использовать экви-теорию, благодаря введению, так называемого, «условного контура» [10], к которому линии тока будут по-прежнему ортогональны.

В дальнейшем предполагается использование в расчетном алгоритме поправочных коэффициентов, учитывающих изменение граничных условий вдоль контура заготовки.

Анализ КТМ (рис. 1) для заготовок в форме «звезда» и «четырёхлистник» показывает, что наиболее интенсивного течения металла следует ожидать во внутренних угловых точках, т.к. в них сходится пучок линий тока, в то время как вдоль контура с гладкими участками линии тока распределены равномерно, и никаких «всплесков» в течении металла по плоскости контакта не прогнозируется. Тогда можно предположить, что заготовки в ходе деформации сначала превращаются в выпуклые многоугольники (для звезды), а затем должны по форме приближаться к кругу.

4. Экспериментальное подтверждение

Для подтверждения проведенного анализа был проведен натурный эксперимент по осадке пластилиновых плоских заготовок в форме «звезда» и «четырёхлистник».

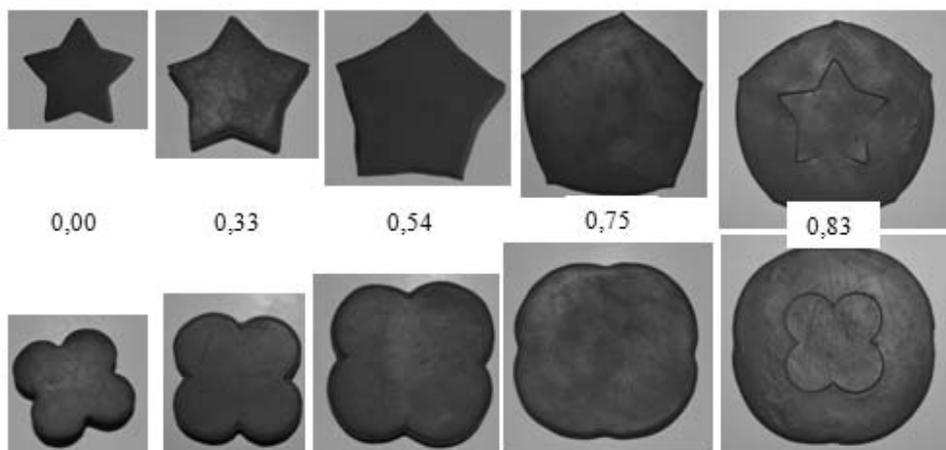


Рис. 2. Натурные эксперименты по осадке пластилиновых образцов

Образцы осаживались поэтапно до степени деформации: 0,33, 0,54, 0,75 и 0,83. Начальная толщина заготовки равнялась 24 мм, конечная – 4 мм.

Как видим (рис. 2), внутренние угловые зоны формируются наиболее интенсивно и с увеличением степени деформации каждая из заготовок постепенно превращается в круг.

Результаты и выводы

1. Обоснован новый подход к моделированию формообразования плоских заготовок, базирующийся на известных «минимизационных» принципах.

2. На основе нового подхода разработаны алгоритм и программный комплекс «ЭКВИ», который может служить инструментом исследования картины течения металла при осадке плоских заготовок.

3. Сопоставление результатов компьютерного моделирования и натурального эксперимента формообразования плоских образцов подтверждает принцип наименьшего периметра, в соответствии с которым фигурные образцы в поперечном сечении превращаются в круг.

Литература

1. Тишук Л.И., Соломонов К.Н.: Анализ рынка программных продуктов, предназначенных для моделирования технологических процессов. Вестник Карагандинского государственного индустриального университета, 2013, № 2, с. 50÷55.
2. Ильюшин А.А.: Пластичность. М.: Гостехиздат, 1948.
3. Solomonov K.: Development of software for simulation of forming forgings. Procedia Engineering, 2014, № 81, p. 437÷443.
4. Сторожев М.В., Попов Е.А.: Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1971.
5. Губкин С.И.: Теория обработки металлов давлением. М.: Metallurgizdat, 1947.
6. Головин А.Ф.: Прокатка. Часть 1. М.: Metallurgizdat, 1933.

7. Sobbe C.: Beiträge zur Technologie des Schmiedepressens. Werkstattstechnik, 1908, № 9, s. 457÷471.
8. Тарновский И.Я., Поздеев А.А., Ганаго О.А.: Деформации и усилия при обработке металлов давлением. М.: Машгиз, 1959.
9. Соломонов К.Н., Федоринин Н.И., Тищук Л.И.: Методика построения линии раздела течения металла в процессах осадки плоских заготовок. Вестник научно-технического развития, 2016, № 2, с. 36÷55.
10. Соломонов К.Н., Костарев И.В., Абашкин В.П.: Моделирование процессов объемной штамповки иковки плоских заготовок. М.: Изд. дом МИСиС, 2008.

**УПРАВЛЕНИЕ КАЧЕСТВОМ АРМАТУРНЫХ КАНАТОВ
ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ
ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

***QUALITY CONTROL OF REINFORCEMENT ROPES FOR BUILDING
CONSTRUCTIONS OF CRITICAL APPLICATION***

Ширяев О.П.*, Корчунов А.Г.**, Пивоварова К.Г.***

****ОАО «Магнитогорский метизно-калибровочный завод «ММК-МЕТИЗ»,
**ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова», кафедра проектирования и эксплуатации
металлургических машин и оборудования, ***ФГБОУ ВО
«Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И.
Носова», кафедра технологи й обработки материалов***

Abstract

For development the method of reinforcement ropes quality control formation during manufacturing process the interval mathematics approach is proposed to use. Entropy equations for assessment the certain quality index and whole system based on the interval representations were obtained.

Высокопрочные арматурные стабилизированные канаты – основа современных эффективных строительных технологий изготовления сборного железобетона с предварительным натяжением арматуры, а также конструкций с последующим натяжением арматуры на бетон. Их используют в высотном каркасном и каркасно-монолитном строительстве (опорные элементы и плиты перекрытий), в мостостроении (перекрытия, арочные конструкции, ванты), оболочках атомных станций и многих других инженерных сооружениях. Применение стабилизированных канатов позволяет снизить металлоемкость и стоимость конструкций до 10 раз по сравнению с арматурным прокатом, что и определило их широкое распространение в Европе, США и Азии. В большинстве стран мира выпускаются 2-проволочные, 3-проволочные, 7-проволочные и 19-проволочные спиральные канаты. Наибольшее распространение в отечественной и мировой практике получили 7-проволочные арматурные канаты однократной свивки. Процесс производства таких канатов включает в себя следующие технологические операции: термическая обработка исходной заготовки, подготовка поверхности заготовки к деформационной обработке, многократная холодная пластическая деформация заготовок, профилирование, свивка прядей, рихтовка свиваемых прядей, механотермическая обработка, смотка в бухты, маркировка, упаковка.

В настоящее время в мире существует целый ряд стандартов (ГОСТ Р 53772-2010, ГОСТ 13840-68, prEN 10138-3:2006, BS 5896-2:1980, ASTM A416, GB/T5224-2003, JIS G 3536, JG161-2004, AS4672, ABNT NBR7483:2008, ISO 6934-4:1991, IS-6006, IS-14268 и др.), регламентирующих геометрические и механические параметры арматурных канатов.

Отработка новых технологических процессов производства арматурных канатов вызывает определенные сложности. Неправильный выбор технологических режимов вызывает резкий рост количества дефектов, что существенно увеличивает затраты на производство и снижает показатели эффективности всего процесса в целом. Для успешного решения задач по управлению качеством продукции необходимо иметь математические модели, формально описывающие взаимосвязи между параметрами управления процессом обработки и показателями качества продукции.

При формализации процесса управления параметрами технологической наследственности в технологии производства арматурных канатов входные и выходные переменные, а также технологические факторы могут быть представлены в виде следующих множеств:

1. Входные переменные $X^0 = (X_1^0, X_2^0, \dots, X_n^0)$, характеризующие параметры родительской наследственности (временное сопротивление разрыву проволоки; число скручиваний; число перегибов; разрыв с узлом).

2. Выходные переменные $X^1 = (X_1^1, X_2^1, \dots, X_n^1)$, характеризующие показатели механических свойств арматурных канатов (временное сопротивление разрыву арматурного каната; относительное удлинение; релаксационная стойкость).

3. Контролируемые технологические факторы - параметры управления - $Y = (Y_1, Y_2, \dots, Y_n)$ в процессе производства арматурных канатов (температура нагрева каната; температура охлаждающей воды; скорость свивки).

В системах управления технологической наследственностью технологический процесс может являться одним из основных источников информации, и для оценки неопределенности данной технологической информации необходим критерий, который будет количественной характеристикой той или иной степени нечеткости, неопределенности, неполноты, непредсказуемости, хаоса. Степень организованности технологического процесса определяется количеством содержащейся в системе энтропии. Целевой функцией неопределенности технологической информации в управлении показателями качества является критерий энтропии. Рассмотрим уравнение изменения информационной энтропии сложной системы. Информационная энтропия H является функцией состояния системы и описывается выражением вида [4]:

$$H = -\sum_i p(x_i) \ln p(x_i), \quad (1)$$

где $p = p(x_i)$ – плотность распределения вероятности величины X ;
 x_i – оценка значения показателя качества X_i .

В случае если X – постоянная физическая величина, энтропия характеризует качество измерительного эксперимента, при этом закон распределения считается нормальным. В реальных производственных условиях энтропия показателя качества содержит информацию и о качестве измерения и об его распределении. Наибольшей трудностью при определении энтропии является определение закона распределения $p(x_i)$ изучаемого показателя качества. Для решения этой задачи предлагается использовать подходы интервального анализа, а именно гистограммную арифметику.

Если техническая система характеризуется набором из N показателей качества X_i , то в результате измерений и оценки результатов измерения показателей качества будут получены N интервалов значений $[x_i^{\min}; x_i^{\max}]$, где $[x_i^{\min}; x_i^{\max}]$ представляет собой интервал оценок значений $[X_i^{\min}; X_i^{\max}]$. Значения x_i заполняют интервал $[x_i^{\min}; x_i^{\max}]$ неравномерно, сложным образом, отличным от классических законов распределения.

Согласно положениям интервальной математики плотность распределения интервальных значений x_i может быть задана кусочно-постоянной функцией $p(x_i)$, результаты измерений x_i образуют интервалы постоянных значений функции $p(x_i)$. Такие случайные величины называются гистограммными числами или гистограммами. Требуется определить функцию плотности вероятности p_X величины x_i с заданной точностью в классе кусочно-постоянных функций – гистограмм. Использование гистограммного выражения показателей качества позволяет определить наиболее вероятные участки попадания неизвестных X_i .

Интервал значений $x_i [x_i^{\min}; x_i^{\max}]$ разобьем на K частей размером d_i^k , $k = 1, \dots, K$. Разбиение выполняется таким образом, чтобы интервальные значения d_k и d_{k+1} считались несвязанными между собой. Тогда плотность вероятности попадания X_i в интервал $[d_k, d_{k+1}]$ определяется выражением:

$$p_{Xki} = \frac{2}{d_{k+1} - d_k} \int_{d_k}^{d_{k+1}} p(x_i) dx . \quad (2)$$

Совокупность из K значений, полученных согласно (2), представляет собой гистограмму плотностей вероятностей разной протяженности по оси значений X_i .

Согласно рекомендации [5], при отсутствии дополнительной информации о величине, в соответствии с принципом максимума энтропии [6] случайная величина может быть описана криволинейно-трапецидальным распределением. Если значения d_k и d_{k+1} известны с точностью до интервалов $(a \pm d)$ и $(b \pm d)$ соответственно, выражение для криволинейно-трапецидального распределения примет вид:

$$p(x) = \frac{1}{4d} \max \left(\ln \frac{w+d}{\max(|x-h|, w-d)}, 0 \right), \quad (3)$$

где $h = (a+b)/2$; $w = (b-a)/2$.

Из выражений (1)-(3) можно найти вклад в значение энтропии отдельного показателя качества X_i :

$$H(X_i) = -\sum_k^K p_{xki} \ln p_{xki}. \quad (4)$$

Если показатели качества не связаны между собой, выполняется принцип аддитивности энтропии всей системы $H = \sum_i^N H(X_i)$, иначе должна быть определена совместная плотность распределения результатов измерения и введено понятие условной энтропии системы.

Полученные уравнения измерения энтропии (1)-(4) содержат точные решения исходных задач и дают возможность полного учета неопределенностей, включая неточные исходные данные.

Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства с участием высшего образовательного учреждения (Договоры № 02.G25.31.0178 от 01.12.2015 г.; № МК204895 от 27.07.2015 г.).

Литература

1. Корчунов А.Г.: Управление качеством продукции металлургии в условиях нечеткости технологической информации. Вестник МГТУ им. Г.И.Носова, 2012, № 3, с. 45÷48.

2. Корчунов А.Г., Лысенин А.В.: Разработка методики оценки результативности технологических процессов производства металлических изделий. Обработка сплошных и слоистых материалов, 2012, № 38, с. 112÷118.
3. Прангишвили И.В.: Энтропийные и другие системные закономерности: Вопросы управления сложными системами. Ин-т проблем управления им. В.А. Трапезникова, М.: Наука, 2003.
4. Мачехин Ю.П., Курской Ю.С.: Составление уравнения измерения энтропии Шеннона нелинейных динамических систем с использованием методов интервального анализа. Приборы и методы измерений, 2015, Т. 6, № 2, с. 257÷263.
5. ГОСТ Р 54500.3.1-2011. Руководство ИСО/МЭК 98-3:2008. Дополнение 1:2008. Неопределенность измерения. Часть 3. Руководство по выражению неопределенности измерения. Дополнение 1. Трансформирование распределений с использованием метода Монте-Карло. М.: Стандартинформ, 2012.
6. Шеннон К.: Работы по теории информации и кибернетике. М.: Иностранная литература, 1963.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРАВРАЩЕНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

THE RESEARCH OF STRUCTURAL TRANSFORMATIONS DURING PLASTIC DEFORMATION OF LOW-ALLOY STEEL

Шейко С.П., Демченко Н.Н.

Запорожский национальный технический университет, Транспортный факультет, Кафедра начертательной геометрии, инженерной и компьютерной графики

Abstract

The work shows the influence of plastic deformation on the structural and phase transformations in low-alloy steels. Deformation temperature was varied from 770°C to 950°C, the degree of deformation $\ln \varepsilon = 1,2$, strain rate of 100 s⁻¹. Optimal conditions for the hot deformation test are low alloy in the temperature range 850÷950°C at a strain rate of 100 s⁻¹. The structure is formed of ferrite of 58÷62% and 38÷42% perlite, allowing the formation of a high strength low alloy steel while maintaining sufficient ductility.

Введение

В настоящее время, горячая пластическая деформация считается одним из наиболее перспективных способов получения мелкозернистой структуры металлов, которая может обеспечить высокий уровень механических свойств. В данной работе исследовано влияние параметров деформации при постоянной и переменной температуры на структуру и свойства низколегированных сталей 10ХФТБч.

1. Методика исследования

Испытания стали в горячем состоянии проводили на современном пластометре Gleeble 3800 и дилатометре. Рабочие параметры пластометра:

- температура испытания – 20÷1700°C;
 - скорость движения пуансона – до 2000 мм/с;
 - степень логарифмической деформации – $\varepsilon_{\text{сж}} = 0,01 \dots 1,2$;
- $\varepsilon_{\text{раст}} = 0,01 \dots 0,15$.

При исследовании на пластометре, образцы размером $d \times h = 10 \times 12$ мм помещались в камеру, внутри которой откачивался воздух и создавали вакуум для исключения окисления металла. Управление пластометром осуществляли специальными компьютерными программами по температуре, скорости и степени деформации. Через определенные

промежутки времени в процессе нагружения фиксировались напряжением текучести и логарифмическая деформация. В табл. 1 представлены термомеханические параметры деформируемых образцов.

Таблица 1.

Параметры деформации, не менее					
Образцы	1	2	3	4	5
Температура, °С	770	800	850	900	950
Скорость деформации, C^{-1}	100				
Степень деформации, $\ln \epsilon$	0,01÷1,2				

2. Результаты исследования

Для разработки режимов пластической деформации, обеспечивающих максимально возможное измельчение структуры низкоуглеродистых малолегированных сталей, необходима детальная информация о влиянии режимов деформации аустенита на формирование структурных элементов в стали. Для установления критических степеней деформации, обеспечивающих формирование рекристаллизованного аустенитного зерна, были проведены исследования влияния степени и температуры деформации на структуру малолегированной низкоуглеродистой стали. Температуру деформации изменяли от 770°С до 950°С, степень деформации $\ln \epsilon = 1,2$, скорость деформации 100 с^{-1} . Микроструктуры и диаграммы распределения по баллу зерна, представлены на рис. 1.

После деформации при температуре 770°С в стали формируется феррито-перлитная структура со средним размером балла зерна 11, максимальный 14 балл зерна составляет 2,42%, в структуре 28,34% составляют структурные элементы с баллом зерна 10. В стали образуется 81,5% феррита и 18,5% перлита. Это возможно связано с тем, что деформация проходит в двухфазной области с образованием значительной доли феррита.

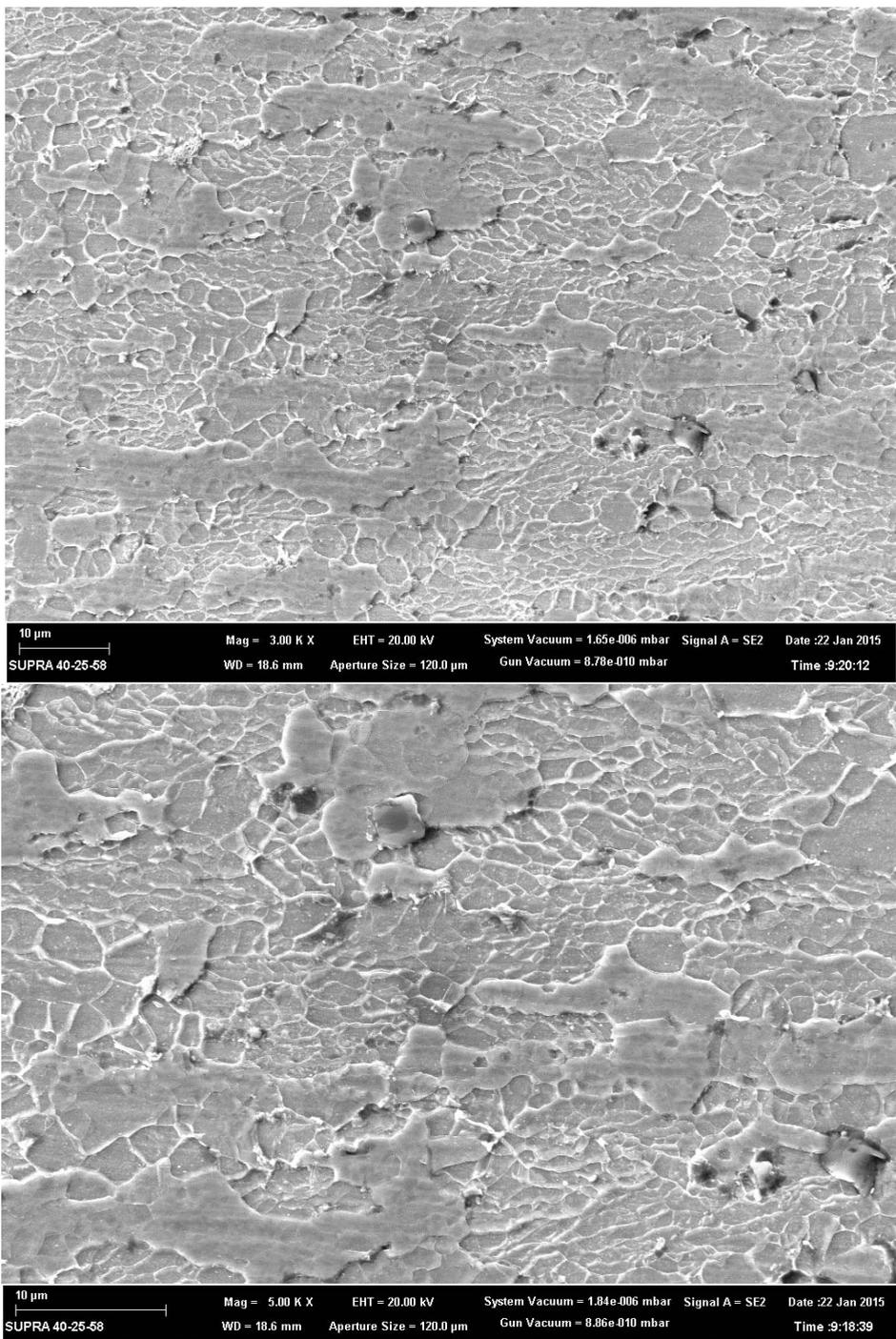
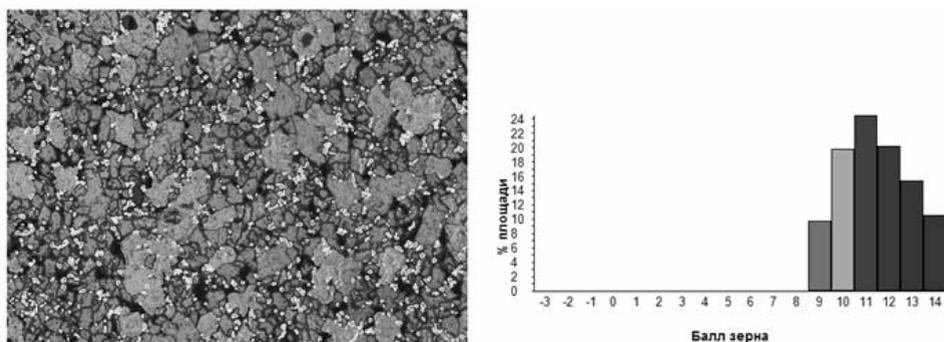


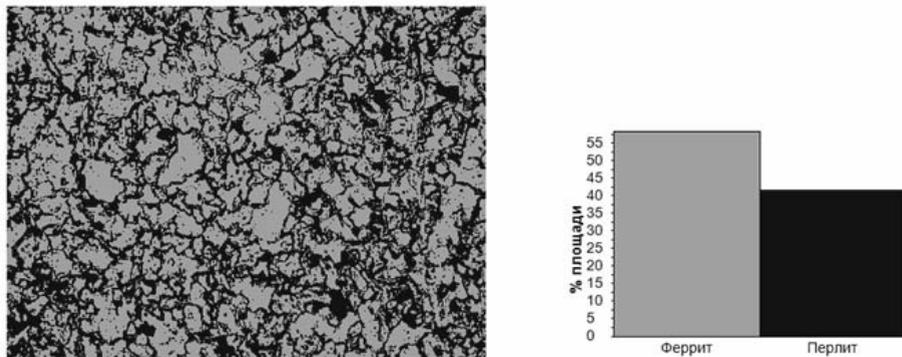
Рис. 1. Микроструктуры низколегированной стали 10ХФТБч после деформации при 800°C, $\ln \varepsilon = 1,2$, $\dot{\varepsilon} = 100 \text{ c}^{-1}$

После деформации при температуре 850°C формируется структура со средним размером балла зерна 12. В структуре наблюдается 33,35% зерен размером балла 11, 31,09% – размером балла 12, максимальный размер 14 балла зерна составляет 5,63% (рис. 2а). В структуре формируется 62,04% феррита и 37,95% перлита (рис. 2б). Это свидетельствует об измельчении α -фазы – формировании субзеренной структуры внутри зерна.

Дальнейшее повышение температуры до 950°C приводит к незначительному повышению среднего размера структурного элемента после деформации $\ln \varepsilon = 1,2$, в структуре 24,52% составляет балл зерна 11, 20,16% – балла зерна 12. Максимальный 14 балл размера зерна составляет 10,50%. В структуре формируется 58,46% феррита и 41,53% перлита.



а



б

Рис. 2. Результаты исследования микроструктуры стали
 а – распределение по баллу зерна; б – распределение по фазам;
 после деформации $\ln \varepsilon = 1,2$ при температуре 950°C и скоростью деформации
 100 c^{-1} , $\times 250$;

При рассмотрении гистограмм распределения структурных элементов по размерам балла зерна можно заметить, что характер распределения примерно одинаковый при разных температурах деформации. При анализе

гистограмм распределения по фазам, видны различия: при температуре деформации 770°C, пик распределения приходится на долю феррита и составляет более 80%, при более высоких температурах доля феррита уменьшается, и находится в границах 58÷62%, что свидетельствует об изменении соотношения структурных составляющих феррита (с преимущественно большеугловыми разориентировками между зёрнами).

На исследуемых образцах была измерена микротвердость. Установлены зависимости изменения микротвердости и среднего размера структурного элемента от температуры деформации. На образце, продеформированном со степенью деформации $\ln \epsilon = 1,2$ при температуре 770°C, значение микротвердости самое низкое и составляет 260 HV, повышение температуры до 850°C приводит к увеличению твердости до 320 HV, дальнейшее повышение температуры не влияет на значение микротвердости.

Самое низкое значение микротвердости было получено на образцах, продеформированных при температуре 770°C, хотя в этих образцах наблюдается самая мелкозернистая структура. Возможно, это связано с тем, что пластическая деформация проходит в двухфазной области и во время деформации образуется большое количество феррита, отличающегося невысокой прочностью (твердостью).

Полученные данные хорошо согласуются с современными представлениями о механизмах структурообразования в зависимости от температуры деформации стали. Согласно этим представлениям [1], при температуре деформации 770°C преобладающим механизмом измельчения структуры является фрагментация, заключающаяся в разбиении аустенитных, а также ферритных зёрен единой исходной ориентации на разориентированные субзёрна (фрагменты) малоугловыми дислокационными границами деформационного происхождения. При более высоких температурах реализуются два конкурирующих механизма – фрагментация и начальные процессы динамической рекристаллизации аустенита. За счет формирования феррита при температуре 770°C наблюдаются минимальные значения твердости, максимальные значения твердости в сочетании с малым размером структурного элемента наблюдаются после деформации 850°C со степенью деформации 1,2.

Таким образом, соответствующий выбор режимов на стали того же состава можно получить более высокую прочность и пластические свойства, что позволяет управлять получением заданного набора свойств, а в будущем - стали однородный химический состав для получения прокатки листа различных категории прочности или листовой прокат с различными пластическими свойствами, в зависимости от условий эксплуатации.

Вывод

Исследование опытные сталей 10ХФТБч пластометром с использованием специальных компьютерных программ, установленных критических точек фазовых переходов и оптимальных энергетических параметров горячей деформации, что позволяет выбрать диапазон температур горячей деформации 850÷950°С.

Литература

1. Чигиринский В.В., Шейко С.П.: Влияние параметров пластической деформации на структурно-фазовые превращения в металлах различного назначения. *Литье и металлургия*, 2013, № 3, с. 113÷115.
2. Sheyko S., Belokon Y.: Influence of parameters deformation on the structural phase transitions in steel and Ti-Al alloys. *Modern Science Moderní věda*, 2015, № 2, p. 195÷201.
3. Sereda B., Belokon Y., Sheyko S., Sereda D.: The research of influence alloying elements on processes structure formation in stamp steel. *AIST Steel Properties and Applications Conference Proceedings – Combined with MS and T'12, Materials Science and Technology 2012*, p. 453÷456.
4. Sheyko S.P., Belokon' Y.A.: Increase of mechanical properties of low-alloy steel by optimization of her chemical composition. *Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Серия: Стародубовские чтения*, 2014, p. 85÷88.

WALL THICKNESS VARIATION OF A HOLLOW BILLET AT HELICAL ROLLING

Tamila V.A., Liaukovich V.V.

The Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Metal Forming Laboratory

Abstract

The paper deals with inhomogeneity of deformation at three-roll helical rolling of thick walled tubes. The dependence of the wall thickness variation of the forging upon the deformation ratio was shown.

Introduction

Helical rolling was initially applied in production of seamless tubes and is still widely used as a preferred method of tube piercing. Over the past few decades there has been significant growth in utilization of this process for different applications such as producing of balls, sleeves, etc.; as an example, see [1, 2].

Among applications of helical rolling is reduction of thick walled tubes without an inner mandrel. In this case, one should take into account that geometry of forgings is heavily affected by inhomogeneity of deformation (variability of coefficients of strain in different directions). Factors affecting the inhomogeneity of deformation include contact friction on the interface and strain-stress state. The dependence of the inhomogeneity of deformation upon these factors is due to their influence on strain resistance.

In zones under rolls hindered deformation areas are formed, which penetrate the wall of the billet by a certain amount. In these areas of hindered deformation, the state of stress scheme with hydrostatic compression is expressed most clearly, which leads to an increase in the strain resistance.

When the contact friction force is increased the volume of the hindered deformation areas increases and hence the inhomogeneity of deformation increases.

In [3] the author provides information about a pattern of dependence of average wall thickness upon d/t ratio. If the relationship $d/t > 10$ the wall thickens throughout the range of the degree of deformation. If $d/t < 6$ the wall thins throughout the range of the degree of deformation. If the relationship $6 < d/t < 10$ there is a transition period, when the wall is thinned at a low degree of deformation and with an increase in the degree of deformation the wall thickens. Experiments were carried out with a degree of deformation up to 16%.

1. Rolling process and characteristics of the three-high rolling mill

Figure 1 shows configuration of a material being processed and rolls of the three-high rolling mill. The angle α is the feed angle, the angle β is the cross angle, and the angle θ is the face angle of rolling at the inlet side portion. The rolls are rotated in a direction indicated by arrows in Figure 1, so that a hot material threaded between the rolls is moved forward in the axial direction while being rotated on their axis.

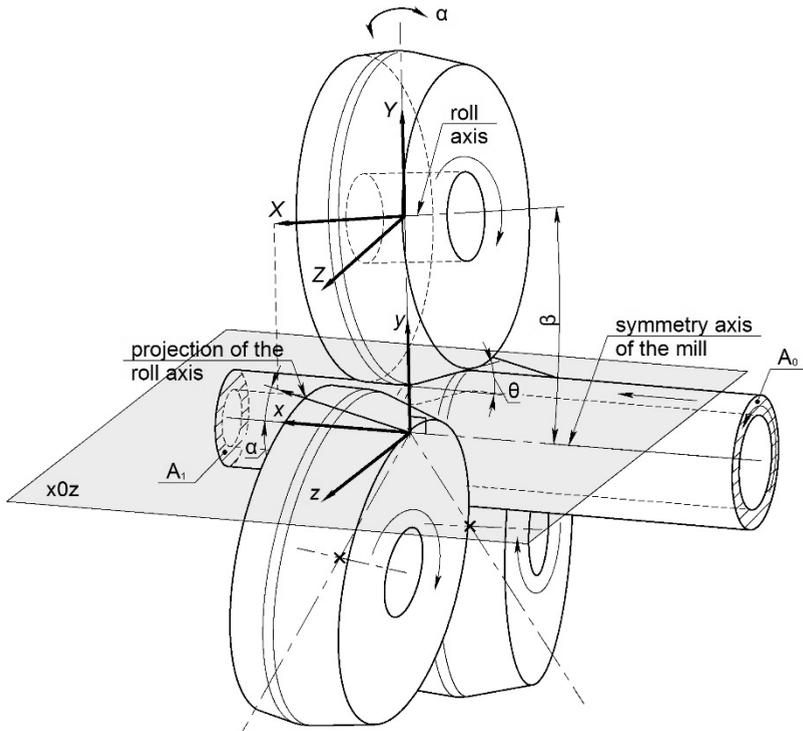


Fig. 1. Configuration of rolled material and rolls

Deformation mechanism during rolling by a three-high mill is as follows. At rolling deformation of thick walled tubes occurs in the surface layers, which is necessary to overcome the tensile force of thick walled section in a short length of the deformation zone and to carry along the volume lying near the inner surface.

The rolling conditions of the three-high rolling mill were as follows:

Feed angle (α): 8° ;

Cross angle (β): 6° ;

Face angle of rolling (θ): 18.8° ;

Area ratio (A_0/A_1): $1.2 \div 1.33$;

Gorge roll diameter: 300 mm;
Heating temperature: 1180÷1200°C;
Rolling rate: 20 rpm.

2. Wall thickness variation

The wall thickness variation was examined by rolling a steel hollow billet (40H) of 121 mm in diameter and 18 mm in wall thickness ($d/t = 6.72$), in which the area ratio was changed. The outer diameter of the forging, the area ratio and the corresponding degree of deformation are shown in Table 1.

Table 1.

Area ratio and the degree of deformation		
Outer diameter of the forging, mm	Area ratio λ	Degree of deformation ϕ
92	1.20	0.19
88	1.24	0.22
82	1.33	0.29

Billets were rolled and measured. The picture of the rolled forgings and results of wall thickness measurements are given below.

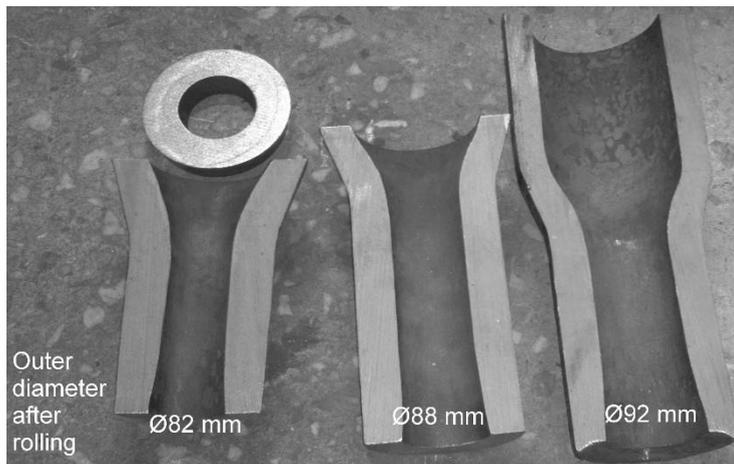


Fig. 2. The longitudinal section of forgings

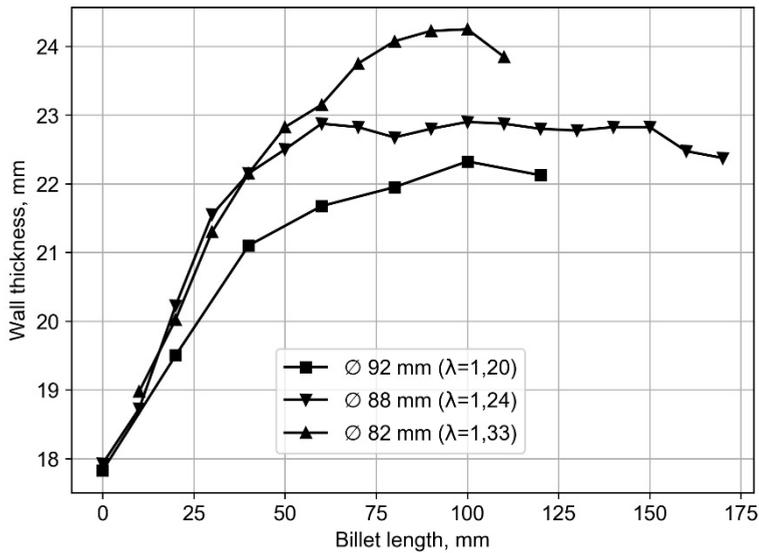


Fig. 3. Wall thickness variation

Figure 4 shows the experimental data of the dependence of the relative increase in the wall thickness upon the degree of deformation φ and their linear approximation. In Figure 4 t_0 is the initial thickness of the billet wall, t_k is the mean wall thickness after rolling.

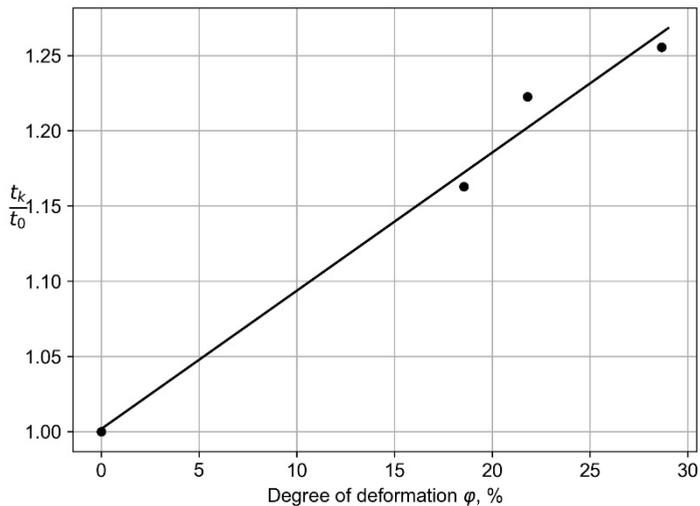


Fig. 4. The relationship between t_k/t_0 and φ

The experimental points in Figure 4 fit the straight line well.

From Figure 3 the wall thickness increased with the increasing degree of deformation. At a distance of about 50-70 mm, the wall thickness increases, then this value stabilizes. This phenomenon is associated with the appearance of axial support, which is formed with an increase in the length of the billet emerging from the deformation zone, which makes it difficult for the metal flow in the axial direction.

The friction force vector is deflected in the direction of rotation. Then comes the stage of the steady-state process, in which the increase in the length of the rolled billet does not affect the conditions of metal flow.

Conclusion

The inhomogeneity of deformation determines the final geometric parameters of the forgings. In the investigated range of the degrees of deformation (19÷29%) the wall thickness of the forging increases by 1.16÷1.26 times.

References

1. Qingsheng Z.: A study of helical-groove rolling in China. *Journal of Materials Processing Technology*, 1990, Vol. 21, p. 251÷261.
2. Tomczak J.: Designing of screw impressions in the helical rolling of balls. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2014, 14(1), p. 104÷113.
3. Левина Д.Д.: Исследование процесса получения заготовок для колец подшипников поперечно-винтовой прокаткой. *Всероссийская НТК «Студенческая научная весна: Машиностроительные технологии»: материалы конференции, 5–8 апреля 2016.*

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ТОНКОЙ ЖЕСТИ ОДИНАРНОЙ ПРОКАТКИ В УСЛОВИЯХ МИНИ КОМПЛЕКСА С ДВУХКЛЕТЬЕВЫМ РЕВЕРСИВНЫМ СТАНОМ

DEVELOPING OF PRODUCTION TECHNOLOGIES FOR A THIN SINGLE REDUCING TINPLATE IN THE MINI COMPLEX WITH TWO STAND REVERSING ROLLING MILL

*Василев Я.Д.**, *Замозильный Р.А.***, *Самокиш Д.Н.***, *Иванько В.И.**

*Украина, г. Днепропетровск НМетАУ, Факультет Материаловедения и обработки металлов, Кафедра качества, стандартизации и сертификации,

**Украина, г. Днепропетровск НМетАУ, Факультет Материаловедения и обработки металлов, кафедра обработки металлов давлением

Abstract

The new rolling technology for thin single reducing tinplate by using two-stands reversing mill 1200. The new technology is more flexible and is designed to produce thin tinplate with a thickness of 0.12÷0.18 mm with maximum width 1024 mm as well as a thin strip of high quality with an annual production capacity of 250÷350 tons (of which 100÷200 thousand tons of tinplate). Proposed the rational deformation modes for rolling tin 0.16÷0.18 mm thick, provide a more uniform loading of the rolling stands for rolling force and the power of the drive motors.

Введение

Современная промышленность выпускает в огромных количествах разные по назначению и стоимости упаковочные материалы. Однако, несмотря на большое разнообразие предлагаемых упаковочных материалов луженая (белая) жесьть была и продолжает оставаться наиболее надежным материалом, из которого изготавливают тару для длительного хранения пищевых продуктов [1÷4].

Жесьть – это тонкий холоднокатаный прокат из малоуглеродистой стали, толщиной 0,08÷0,50 мм, выпускаемый с защитными покрытиями из олова, хрома, алюминия, эпоксидных смол, либо без таковых, предназначенный для изготовления легких штампованных и сварных конструкций, которые находят широкое применение в консервной и легкой промышленности, в машиностроении, приборостроении, строительстве и других отраслях экономики. Из всех видов жести наибольшее распространение получила жесьть покрытая оловом, известная под названием «белая жесьть».

Тара из белой жести отличается высокой коррозионной стойкостью, прочностью, жесткостью, малой массой, технологичностью при изготовлении и относительно невысокой стоимостью, что делает ее применение в консервной и пищевой промышленности всегда предпочтительным.

В настоящее время жести получают двумя методами – одинарной и двойной прокаткой [1, 2]. Производство жести одинарной прокатки осуществляется в один прием, и требуемый уровень свойств готовой продукции достигается в результате строго регламентирования параметров технологии отжига и дрессировки. Жесть двойной прокатки получают путем повторной холодной прокатки отожженной жести обычной толщины со строго заданным суммарным обжатием. Повторная холодная прокатка предназначена для получения более тонкой наклепанной жести с регламентированными механическими, технологическими и упругими свойствами [2].

Основной тенденцией развития производства жести на современном этапе является снижение толщины стальной основы и толщины защитного покрытия, а также повышение прочностных, технологических и служебных свойств готовой продукции [1÷5]. Если еще 20÷30 лет тому назад жесьть толщиной 0,20÷0,22 мм считалась «тонкой», то сегодня к разряду «тонкой» относят уже жесьть толщиной 0,16÷0,18 мм. Жесьть толщиной менее 0,15 мм может рассматриваться условно в качестве «особо тонкой». Статистические данные свидетельствуют о том, что средняя толщина жести в мире неуклонно уменьшается. Например, в США средняя толщина консервной жести не превышает 0,17 мм.

Освоение массового производства жести одинарной прокатки толщиной менее 0,18 мм до последнего времени ограничивалось, в основном, тремя факторами: неудовлетворительным качеством выплавляемой стали, трудностями получения горячекатаного подката толщиной 1,6÷2,0 мм с требуемой точностью геометрических размеров, стабильностью механических свойств и удовлетворительным качеством продольных кромок и, наконец, возможностями технологического, прежде всего прокатного, оборудования [1, 3].

Третье ограничение определяется составом, техническими характеристиками и принципом работы станов холодной прокатки, используемых для производства жести. Мировой опыт свидетельствует, что для производства жести одинарной прокатки объемом до 300÷500 тыс. т в год и более применяют пяти и шестиклетевые (реже четырехклетевые) непрерывные станы с длиной бочки валков 1200÷1400 мм, которые в большинстве случаев работают по принципу «полосы бесконечной длины». На этих станах освоено массовое производство особо тонкой жести толщиной 0,15 мм и менее [3]. Однако строительство таких станов связано с большими капитальными вложениями и оправдано только при наличии стабильных крупных рынков сбыта готовой продукции.

В странах или регионах с небольшими объемами потребляемой жести (до 10÷50 тыс. т. в год) обычно используют одноклетевые реверсивные станы. Жесьть, выпускаемая на этих станах, отличается невысоким качеством, повышенными производственными расходами и более высокой стоимостью, что делает ее в большинстве случаев не конкурентоспособной.

Таким образом, ниша для производства тонкой и особо тонкой жести одинарной прокатки, объемом от 10÷50 до 200÷300 тыс. т. в год остается незанятой. Здесь уместно отметить, что на жестепрокатных станах получают также тонкие высококачественные полосы толщиной от 0,30÷0,50 мм. Поэтому изыскание технологических возможностей и разработка на их основе технических решений для производства жести и тонких холоднокатаных полос высокого качества в объемах от 10÷50 до 200÷300 тыс. т в год является актуальной задачей. Решению этой задачи посвящена настоящая статья.

Исследование

Ранее нами было показано, что эта ниша может быть частично или полностью заполнена в случае использования для производства жести и тонких холоднокатаных полос, вместо непрерывного стана – один двухклетевой реверсивный стан [6]. Был предложен также состав оборудования цеха мини-комплекса жести, основным прокатным агрегатом которого является двухклетевой реверсивный стан [6]. Схема технологического процесса производства жести в цехе с двухклетевым реверсивным станом показана на рис. 1.

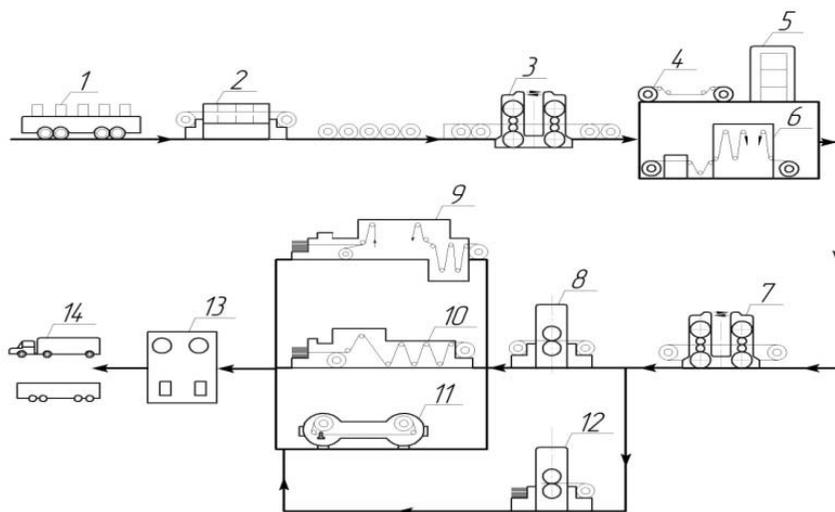


Рис. 1. Схема технологического процесса производства жести с двухклетевым реверсивным станом

- 1 – рулоны горячекатаного подката; 2 – непрерывно травильный агрегат;
- 3 – двухклетевой реверсивный стан 1200; 4 – агрегаты электролитической очистки;
- 5 – колпаковые печи; 6 – агрегат непрерывного отжига; 7 – двухклетевой прокатно-дрессировочный стан 1200; 8 – агрегат подготовки полосы; 9 – агрегат электролитического лужения жести; 10 – агрегат электролитического хромирования; 11 – агрегат нанесения металлических и полимерных покрытий;
- 12 – агрегат резки полосы на отдельные листы; 13 – стенды для сортировки и упаковки готовой продукции; 14 – отгрузка потребителю

Как следует из рис. 1 технологический процесс производства жести в предлагаемом цехе принципиально не отличается от процесса, реализуемого в цехе с непрерывным шестиклетевым станом [2]. Единственное отличие состоит в том, что, вместо двух двухклетевых станом (дрессировочного и прокатно-дрессировочного), в новом цехе (мини-комплексе) установлен один такой стан, предназначенный для дрессировки жести одинарной прокатки и для повторной прокатки отожженной жести при производстве жести двойной прокатки. Оптимальным вариантом реализации данного технического решения представляется оснащение этого цеха станами холодной прокатки (дрессировки) с длиной бочки валков 1200 мм, поскольку наиболее востребованной в мире является жесь шириной до 36÷40 дюймов (915÷1016 мм). Это позволит вести процесс холодной прокатки (дрессировки) с большими значениями параметра b/L ($b/L=0,60\div0,85$, где b, L – соответственно ширина полосы и длина бочки валков) и будет способствовать повышению обжимающей способности рабочих валков, что чрезвычайно важно при холодной прокатке тонких и особо тонких полос [7]. Двухклетевой реверсивный стан 1200 предназначен для прокатки жести $0,12\div0,25\times712\div1016$ мм и тонких полос $0,30\div0,50\times850\div1050$ мм. Максимальные значения силы и скорости прокатки составляют соответственно 20 МН и 22,5 м/с. В качестве исходной заготовки используется горячекатаный подкат из низкоуглеродистой стали типа 08кп толщиной 1,6÷2,4 мм в рулонах массой от 16÷18 до 32÷36 т. Годовая производительность цеха в зависимости от сортамента выпускаемой продукции составляет 275÷350 тыс.т (из них 100÷200 тыс. т. жести). Поскольку в Украине отсутствует собственное производство жести, представляется целесообразным соорудить такое цеха (мини-комплекса) жести на одном из металлургических комбинатов страны.

При разработке режимов деформации необходимую толщину горячекатаного подката $h_{подк}$, и влияние обжатия на предел текучести σ_T стали 08кп рассчитывали по формулам [7]:

$$h_{подк} = \frac{h_k}{1 - \varepsilon_\Sigma}, \quad (1)$$

$$\sigma_T = \sigma_{Tисх} + 34,6(100 \varepsilon_\Sigma)^{0,6}, \quad (2)$$

где h_k , $\sigma_{Tисх}$, ε_Σ – конечная (требуемая) толщина жести (полосы) (мм), исходное значение предела текучести горячекатаного подката, (Н/мм²) и суммарное обжатие полосы при холодной прокатке (доли единицы).

В расчетах по формулам (1), (2) принимали $\varepsilon_{\Sigma}=0,90\div 0,93$, а величину $\sigma_{Тисх}$ задавали по экспериментальным данным ($\sigma_{Тисх}=250\div 330$ Н/мм²). Причем меньшие величины $\sigma_{Тисх}$ соответствуют большим значениям толщины горячекатаного подката.

Ранее в работе [8] была предложена методика определения толщины горячекатаного подката применяемого для производства существующих на практике типоразмеров жести. Используя взаимосвязь между толщиной h и суммарным относительным обжатием ε_{Σ} при холодной прокатке жести, были обоснованы и определены рациональные значения толщины горячекатаного подката $h_{подк}$ для всех профилируемых особо тонкой (0,10÷0,15 мм) и тонкой (0,16÷0,18 мм) жести, а также жести обычной толщины (0,20÷0,36 мм). С использованием данного решения определены оптимальные значения толщины горячекатаного подката при производстве жести толщиной 0,16; 0,18 мм.

Расчет режимов деформации, энергосиловых и температурно-скоростных параметров при холодной прокатке жести осуществляли по методике, приведенной в работе [9]. Методика учитывает особенности и закономерности силового, упруго-пластического, фрикционного, теплового и кинематического взаимодействия тонкой полосы с вращающимися валками и обеспечивает прогнозирование технологических параметров с удовлетворительной точностью. В основу методики положены следующие зависимости (модели 3÷5) для определения длины очага деформации l_c , среднего контактного нормального напряжения $p_{срс}$, и силы прокатки P_c с учетом влияния упругих деформаций валков и полосы, оказывающие решающее влияние на точность расчета технологических параметров при холодной прокатке тонкой и особо тонкой жести:

$$l_c = x_1 + \sqrt{R\Delta h + x_1^2}, \quad (3)$$

$$p_{срс} = \frac{\beta}{2(1-\nu_n^2)} \left(\sigma_{T0} \xi_0 \frac{x_{0n}}{l_c} + \sigma_{T1} \xi_1 \frac{x_{1n}}{l_c} \right) + \frac{\beta \sigma_{Тср} \xi_{ср}}{(1-\nu_n^2)} \times$$

$$\times \left[1 + \frac{fl_{\epsilon}}{3h_{ср}} \left(1 + \left(\frac{fl_{\epsilon}}{4h_{ср}} \right)^2 \right) \right] \frac{l_{\epsilon}}{l_c}, \quad (4)$$

$$P_c = p_{срс} l_c b_0. \quad (5)$$

Отличительной особенностью при разработке режимов деформации на двухклетевых реверсивных станах является выполнение требования о постоянстве силы прокатки в каждой клетке стана для каждого пропуска и каждого режима деформации. Во всех расчетах температуру исходного подката, диаметр рабочих валков и удельные натяжения на разматывателе в первом пропуске q_{011} и на наматывающей моталке в последнем (третьем) пропуске q_{123} принимали одинаковыми ($q_{011}=q_{123}$) и равными 40°C , 450 мм, и 40 Н/мм^2 , что соответствует их максимальным значениям. Результаты расчетов режимов деформации, энергосиловых и температурно-скоростных параметров при холодной прокатке жести представлены в таблице 1.

Таблица 1.

Режимы деформации и энергосиловые параметры при холодной прокатке тонкой и особо тонкой жести на двухклетевом реверсивном стане 1200

№ пр.	№ кл.	h_0 , мм	ε	q_1 Н/мм ²	l_c , мм	f	$P_{ср}$, Н/мм ²	P_c , МН	V_b , м/с	M_c , кН·м	$N_{дв}$, кВт	$N_{мот}$, кВт
<i>Режим 1 Прокатка жести 0,16x1000 мм из подката 1,9x1000 мм</i>												
$[\sigma_T = 270 + 34,6(100\varepsilon_x)^{0,6}]$												
1	1	1,900	0,31	146	13,7	0,047	570	7,83	4,26	45,3	1201	81*
	2	1,311	0,315	175	11,9	0,039	639	7,65	6,37	65,9	2371	656**
2	2	0,898	0,36	195	10,9	0,040	704	7,67	5,44	61,2	1912	363*
	1	0,575	0,375	207	9,44	0,044	778	7,34	8,53	46,8	2413	417**
3	1	0,359	0,390	215	8,29	0,044	864	7,16	10,86	33,9	2419	376*
	2	0,219	0,270	40	7,13	0,037	983	7,01	15,35	22,2	2578	75**
<i>Режим 2 Прокатка жести 0,18x1000 мм из подката 2,2x1000 мм</i>												
$[\sigma_T = 250 + 34,6(100\varepsilon_x)^{0,6}]$												
1	1	2,20	0,30	137	14,3	0,047	520	7,44	4,67	44,2	1277	90*
	2	1,54	0,31	166	12,5	0,038	598	7,50	6,89	69,2	2658	708**
2	2	1,07	0,36	160	11,5	0,040	669	7,75	5,43	71,4	2161	394*
	1	0,69	0,38	170	10,1	0,044	762	7,69	8,47	53,3	2674	477**
3	1	0,43	0,41	177	8,87	0,044	842	7,47	10,42	39,9	2632	409*
	2	0,26	0,30	40	7,33	0,037	930	6,81	15,27	24,8	2713	92**
* - Мощность задней (разматывающей) моталки.												
** - Мощность передней (наматывающей) моталки.												

Анализ данных таблицы 1 позволяет отметить следующее:

1. Разработанные режимы холодной прокатки жести, обеспечивают реализацию процесса на стане 1200 в каждом пропуске с постоянной силой, выполняя, таким образом, основное требование, предъявляемое к режимам деформации на двухклетевых реверсивных станах, и отличаются удовлетворительным использованием возможностей приводных двигателей, о чем свидетельствуют весьма близкие значения потребляемой мощности по пропускам.

2. Прокатка жести на стане 1200 осуществляется с большими относительными удельными натяжениями ($q/\sigma_T=0,15\div 0,32$), что способствует уменьшению потребляемой мощности (удельного расхода

электрической энергии), повышению обжимающей способности рабочих клетей и устойчивости процесса холодной прокатки [2, 5, 6].

3. Уменьшение шероховатости рабочих валков второй клетки до значения $R_{aa2}=0,3$ мкм позволило также уменьшить коэффициент трения на $10\div 20\%$, что способствовало снижению силы прокатки в данной клетке на $7\div 15\%$.

Выводы

1. Разработана технология производства тонкой и особо тонкой жести методом одинарной прокатки с использованием в качестве основного прокатного агрегата двухклетевого реверсивного стана 1200 и предложен состав оборудования цеха (мини-комплекса) для ее реализации. Комплекс предназначен для выпуска жести толщиной $0,12\div 0,15$ мм и тонких полос высокого качества толщиной $0,30\div 0,50$ мм с годовым объемом производства до $275\div 350$ тыс. т. (из них $100\div 200$ тыс. т. жести) и позволяет заполнить весомую нишу производства данного вида продукции, охват которой с использованием непрерывного или одноклетевого реверсивного стана холодной прокатки не целесообразен или невозможен.

2. Разработаны режимы деформации при холодной прокатке жести толщиной 0,16; 0,18 мм на двухклетевом реверсивном стане 1200, отражающие особенности многопроходной прокатки на этом стане. При выполнении расчетов использовали горячекатаный подкат толщиной $1,9\div 2,2$ мм из стали 08кп с исходным пределом текучести $250\div 270$ Н/мм², что соответствует реальному диапазону изменения этих параметров на действующих заводах. Результаты расчетов показали, что каждый из предложенных режимов реализуется с постоянной силой в обеих клетях по пропускам и обеспечивает практически равномерную загрузку приводных двигателей по мощности.

3. Внедрение нового комплекса с двухклетевым реверсивным станом позволит создать высокоэффективное производство жести и тонких полос высокого качества, т.е. продукции, потребление которой будет стимулировать развитие передовых отраслей переработки, промышленности Украины, либо иной страны или региона, нуждающихся в данном виде металлопродукции.

Литература

1. Василев Я.Д.: Тенденции развития производства жести. Теория и практика металлургии, 1997, № 3, с. 33÷36.
2. Василев Я.Д., Дементиенко А.В., Горбунков С.Г.: Производство жести методом двойной прокатки. М.: Металлургия, 1994.
3. Коновалов Ю.В., Мусихина И.В.: Современное состояние производства жести. Перспективы развития. Обработка материалов давлением: сборник научных трудов, Краматорск, ДГМА, 2012, № 4 (33), с. 142÷145.

4. Тахаутдинов Р.С., Кушнарёв А.В., Файзулина Р.В., Черкасский Р.И.: Современное состояние и перспективы развития производства жести на ММК. Труды четвертого конгресса прокатчиков, Т. 1, М.: Металлургия, 2002, с. 242÷244.
5. Дьяконов А.А., Молева О.Н., Мельников Ю.А., Никифоров М.А., Вакильев А.Ф.: Совершенствование технологии производства тонкой жести одинарной прокатки. Сталь, 2012, № 3, с. 34÷35.
6. Василев Я.Д., Дементенко А.В.: Современный мини-комплекс для производства жести и тонких холоднокатаных полос. Производство проката, 2002, № 2, с. 39÷43.
7. Василев Я.Д., Дементенко А.В.: Непрерывная прокатка тонких и особо тонких полос. Непрерывная прокатка: Коллективная монография, Днепропетровськ: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2002, с.137÷293.
8. Василев Я.Д., Замогильный Р.А., Самокиш Д.Н.: К определению рациональной толщины горячекатаного подката для производства тонкой жести методом одинарной прокатки. Бюллетень „Черная Metallургия”, 2014, № 1, с. 50÷58.
9. Василев Я.Д., Самокиш Д.Н., Дементенко А.В., Замогильный Р.А.: Единая методика расчета энергосиловых и температурно-скоростных параметров процесса холодной полосовой прокатки. Бюллетень „Черная Metallургия”, 2014, № 1, с. 50÷58.

**РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ И ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ
ПРОМЫШЛЕННОГО ОСВОЕНИЯ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ
ДЛИННОМЕРНЫХ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ
ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-РЗМ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДОВ
СОВМЕЩЕННОЙ ОБРАБОТКИ**

***DEVELOPMENT OF METHODS AND EQUIPMENT FOR INDUSTRIAL
MASTERING PROCESSES OF OBTAINING LONG SEMI-FINISHED
PRODUCTS FROM ALLOYS Al-REM SYSTEM USING PROCESSES
OF COMBINED MACHINING***

***Ворошилов Д.С., Сидельников С.Б., Якивчук О.В., Самчук А.П.,
Шабарин П.Н.***

Сибирский федеральный университет, Институт цветных металлов
и материаловедения, кафедра Обработки металлов давлением

Abstract

In this review article presents actuality, economic goals, objectives and existing research results of development of methods and equipment for industrial mastering processes of obtaining long semi-finished products from alloys Al-REM system with varying degrees of alloying using processes of combined machining. Also, given the further research plan and expected results from the implementation of obtained products.

Актуальность

Анализ научно-технической литературы показывает [1÷6], что различные алюминиевые сплавы, легированные редкоземельными металлами (РЗМ), в ближайшие годы будут широко востребованы для производства электротехнической продукции и элементов техники нового поколения. Выполнен большой объем научных исследований [7÷10], включая опробование разработанных материалов для их применения в различных высокотехнологичных отраслях промышленности.

По теме исследований на данный момент можно выделить следующие приоритетные направления научной, научно-технической и инновационной деятельности применительно к разработке новых материалов на основе алюминия и технологий их производства:

- перспективные высокопрочные алюминиевые сплавы, содержащие редкоземельные металлы для высокотехнологичных инновационных отраслей промышленности;
- сверхлегкие сплавы и материалы с улучшенными прочностными характеристиками, устойчивости к усталости (содержащие алюминий, никель, кобальт, титан, магний, бериллий, РЗМ и др.);

- перспективные электропроводные при высокой температуре алюминиевые сплавы с редкоземельными металлами, работающие в сложных эксплуатационных условиях;
- энергоэффективные, ресурсосберегающие технологии изготовления полуфабрикатов и продуктов с применением совмещенных процессов непрерывного литья и обработки давлением.

Большинство затронутых тематик обсуждались в рамках проведения Красноярского экономического форума–2016 и соответствуют принятым там «Стратегическим направления развития материалов и технологий их переработки до 2030 г.». Также следует отметить, что в предстоящие годы на предприятиях компании «РУСАЛ», в частности Красноярском, Братском и Иркутском алюминиевых заводах, и других действующих и новых предприятиях, осуществляющих выпуск готовой продукции из сплавов алюминия, а также с использованием научной базы, созданной учеными Сибирского Федерального университета, продолжится формирование и развитие алюминиевого кластера.

Продукция из сплавов алюминия с редкоземельными металлами в виде проволоки, имеющей повышенные прочностные свойства, удовлетворительную электропроводность и термостойкость, применяется за рубежом для изготовления электропроводников и проводов линий электропередач (сплавы системы Al-Ce), а также сварочной проволоки (сплавы системы Al-Mg) для нужд самых разнообразных отраслей промышленности. Актуальность данной тематики подтверждается финансированием научно-исследовательских работ в этом направлении государственными программами и фондами в России.

1. Цель и задачи исследований

В России для производства проволоки из высоколегированных сплавов системы Al-PZM была разработана многоступенчатая технология, включающая множество переделов, таких как литье гранул, дегазация, спекание гранул, прессование и последующее волочение до заданного размера с промежуточными отжигами. Это приводило к увеличению трудо- и энергоемкости процесса производства и высокой себестоимости этих полуфабрикатов. Например, проволока из сплава с повышенным содержанием PZM (7÷9%), полученная по этой технологии, имела себестоимость, сопоставимую с себестоимостью проволоки из золота. Поэтому в нынешних условиях от нее отказались, а основной технологической операцией, с помощью которой рекомендуется получать заготовку для изготовления такой проволоки, является сегодня непрерывное литье в электромагнитный или роторный кристаллизатор. Однако между переделом литья и волочения необходимо провести обработку литой заготовки с суммарной степенью деформации, достигающей 90÷95%. Применение операций холодной сортовой прокатки для этих целей не дает положительного результата, так как схема

напряженно-деформированного состояния в этом случае с действием растягивающих напряжений приводит для таких малопластичных сплавов к раскрытию заготовки или появлению трещин. Действующее технологическое оборудование, где реализованы операции непрерывного литья в роторный кристаллизатор и последующая сортовая прокатка на многоклетьевом прокатном стане (литейно-прокатные агрегаты), в основном рассчитано на получение катанки из алюминия марки А5, А7 с временным сопротивлением разрыву $80\div 120$ МПа и не может быть использовано для получения деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al-PЗМ, прочность которых достигает 200 МПа и выше.

В связи с этим авторами предложены способы совмещенной прокатки-прессования (СПП) и совмещенного литья и прокатки-прессования (СЛиПП) [7, 8], которые характеризуются высокими степенями деформации, характерными для прессования, непрерывностью, характерной для прокатки, и быстрым переходом от одного типоразмера продукции к другому за счет смены прессового инструмента (матрицы).

Целью данной работы, таким образом, является создание теоретических и технологических основ совмещенной обработки сплавов системы Al-PЗМ и конструкций оборудования для получения деформированных полуфабрикатов с требуемым уровнем эксплуатационных свойств и низкой себестоимостью. Для ее достижения необходимо решить ряд задач, связанных с разработкой компьютерных и математических моделей изучаемых процессов, проведением исследований и внедрением их результатов в производство.

Ниже приведены результаты экспериментальных исследований процесса получения проволоки из опытных сплавов системы Al-PЗМ.

2. Направления исследований, материалы, методы и оборудование

Данные для исследований, сплавы, виды получаемых полуфабрикатов, применяемое оборудование, требования к продукции и предприятия для ее внедрения представлены в табл. 1.

Таблица 1.

Данные для исследований процессов получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al-P3M с применением методов совмещенной обработки

Параметры	Исследуемые сплавы		
	Al+0,5-3,5% Ce	Al+7% Ce	Al-Mg+Sc
Вид продукции	Катанка диаметром 9–15 мм	Прутки диаметром 7–9 мм и проволока диаметром 0,1–0,3 мм	Прутки диаметром 7–9 мм и сварочная проволока диаметром 2,5–3,15 мм
Назначение продукции	Электротехника	Электротехника, авиа- и ракетостроение	Судостроение, авиа- и космическая техника
Применяемый метод	СПП, СЛиПП,	СПП+ЭМК, СЛиПП	СЛиПП
Применяемое оборудование (установки)	СПП-200, СПП-400 СЛиПП-2,5, СЛиПП-4	СПП-200, СПП-400, СЛиПП-2,5, СЛиПП-4	СЛиПП-2,5, СЛиПП-4
Испытания свойств продукции	Реологические свойства, электросопротивление, термостойкость	Реологические свойства, электросопротивление, термостойкость	Реологические свойства, свариваемость, коррозионная стойкость
Предприятия	Иркутский алюминиевый завод	ООО НТЦ «Авиаспецсплав»	ОАО «Информационные спутниковые системы»

3. Описание полученных результатов и их обсуждение

Экспериментальные исследования по получению прутков различного диаметра проводились на универсальной установке совмещенной обработки СПП-200, которая позволяет осуществлять как процесс СПП, так и процесс СЛиПП [7, 8]. Установка включает электродвигатель мощностью 20 кВт, коробку передач, двухступенчатый редуктор, шестеренную и прокатную клеть. Последняя снабжена двумя валками с начальным диаметром 200 мм, образующими закрытый ящичный калибр с размером в минимальном сечении 7×15 мм, перекрытый на выходе матрицей, поджатой к валкам гидроцилиндром. В калибр в зависимости от способа обработки задается литая заготовка прямоугольной формы (СПП), либо заливается расплав (СЛиПП). После прокатки в валках за счет активных сил трения металл выдавливается через матрицу в виде прутка.

Установлено, что при вытяжке, достигающей при прессовании значений 10 и выше, максимальное усилие, действующее на валки, не превышало 500 кН, а усилие, действующее на матрицу – 350 кН. Эти энергосиловые параметры на порядок меньше, чем при прессовании

аналогичной продукции на горизонтальном прессе усилием 12,5 МН, что подтверждает достаточно низкую энергоемкость совмещенной обработки.

После получения прутков диаметром 7÷9 мм методами СПП или СЛиПП проводилось их холодное волочение до диаметра 0,3÷2,0 мм (для сплавов системы Al-Ce) и диаметра 2,5 мм (для сплавов системы Al-Mg) на цепном волочильном стане однократного действия. С диаметра 1,0 мм до 0,3 мм волочение осуществлялось на десятикратной волочильной машине со скольжением типа «Т 10 N.F.S.». Следует отметить, что волочение было проведено без обрывов и промежуточных отжигов не потребовалось, что свидетельствует о хорошей технологичности обработки полученных деформированных полуфабрикатов и их высокой пластичности.

Исследование механических свойств экспериментальных сплавов системы Al-РЗМ проводили на испытательной машине Walter+Bai AG LFM400 («Walter+Bai AG», Швейцария) методом статических испытаний на растяжение. Для сплавов системы Al-Ce замерялось электросопротивление полуфабрикатов, и определялась их термостойкость [9]. Результаты исследований представлены в таблице 2.

Таблица 2.

Свойства деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al-РЗМ, полученных с применением метода СЛИПП

Сплав	Диаметр полуфабриката, мм	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Удельное электрическое сопротивление при 20°C, Ом·мм ² /м
Al+0,5Ce	9	120	27,0	0,02791
Al+0,5Ce	2	175	5,0	0,02858
Al+3,5Ce	9	175	20,0	0,02902
Al+3,5Ce	2	200	4,0	0,03118
Al+7Ce	9	210	15,5	0,03125
Al+7Ce	2	295	2,5	0,03311
Al+7Ce	0,3	475	0,5	0,03395
Al+5Mg+0,12Sc	9	290	23,8	–
Al+5Mg+0,14Sc	9	305	13,0	–
Al+5Mg+0,24Sc	9	320	10,0	–

Полученные результаты исследований используются для проектирования технологических режимов получения катанки из алюминиевых сплавов на уникальной опытно-промышленной установке совмещенной обработки СЛиПП-4, запущенной в эксплуатацию на Иркутском алюминиевом заводе. Опытные партии деформированных полуфабрикатов из высоколегированного сплава системы Al-РЗМ [6] прошли опытно-промышленную апробацию при изготовлении проволоки электротехнического назначения диаметром 0,5 мм в ООО НТЦ «Авиаспецсплав».

Заключение

Проведенные исследования позволили утверждать, что предложенные технологические режимы совмещенной обработки обеспечивают при заданных температурно-скоростных и деформационных параметрах процесса регламентированную структуру и свойства проволоки в соответствии с техническими условиями, а также удовлетворительные значения электросопротивления и термостойкости.

Исследование выполнено при поддержке краевого государственного автономного учреждения «Красноярский краевой фонд поддержки научной и научно-технической деятельности» в рамках участия в мероприятии: XVIII Международная научная конференция «Новые технологии и достижения в металлургии и инженерии материалов и процессов» (Республика Польша, Силезское воеводство, г. Ченстохова, 31.05–02.06.2017).

Литература

1. Горбунов Ю.А.: Роль и перспективы редкоземельных металлов в развитии физико-механических характеристик и областей применения деформируемых алюминиевых сплавов. Journal of Siberian Federal University, Engineering & Technologies 5, 2015, № 8, с. 636÷645.
2. Горбунов Ю.А.: Глубокая переработка алюминиевых сплавов в РФ и возможности ее развития в Красноярском крае. Журнал Сибирского федерального университета, Серия: Техника и технологии, 2016, Т. 9, № 7, с. 1120÷1130.
3. Белый Д.И.: Алюминиевые сплавы для токопроводящих жил кабельных изделий. Кабели и Провода, 2012, № 1, с. 8÷15.
4. Развитие производства проката и кабельно-проводниковой продукции. Цветные металлы-2013: Сб. научн.статей, Красноярск: Версо, 2013 г., с. 573÷574.
5. Савицкий В.М., Терехова В.Ф., Буров И.В. и др.: Сплавы редкоземельных металлов. Издательство АН СССР, 1962.
6. Фигуровский Д.К., Первухин М.В., Романова Е.В.: Структурные особенности сплава 1417М системы Al-Сe, полученного с использованием электромагнитного воздействия в процессе кристаллизации. Металловедение и термическая обработка металлов, 2011, № 4, с. 19÷22.
7. Особенности структурообразования и свойства металла при высокоскоростной кристаллизации-деформации и модифицировании алюминиевых сплавов: коллективная монография Ред.: С.Б. Сидельников, Е.С. Лопатина, Н.Н. Довженко и др. Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2015.
8. Сидельников С.Б., Довженко Н.Н., Загиров Н.Н.: Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов. М.: МАКС Пресс, 2005.
9. Бернгардт В.А., Дроздова Т.Н., Орелкина Т.А. и др.: Исследование влияния легирующих элементов на прочность и термостойкость алюминиевых сплавов электротехнического назначения. Журнал Сибирского федерального университета, Серия: Техника и технологии, 2016, Т. 9, № 6, с. 872÷879.
10. Довженко Н.Н., Сидельников С.Б., Воршилов Д.С. и др.: Исследование механических свойств полуфабрикатов из сплавов системы Al-PЗМ, полученных с помощью совмещенных методов обработки. XV International scientific conference “New technologies and achievements in metallurgy, materials engineering and production engineering”, A collective monograph edited by Monika Zajemska, Series: Monograph № 40, Czestochowa 2014, p. 236÷239.

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ИНСТРУМЕНТА НА ТЕЧЕНИЕ МЕТАЛА ПРИ МРКУП

INFLUENCE OF THE TOOL GEOMETRY ON METAL FLOW DURING MNCAE

Зубко Ю.Ю., Фролов Я.В., Ашкелянец А.В.

Национальна металлургическая академия Украины, Факультет материаловедения и обработки металлов, Кафедра обработки металлов давлением

Abstract

The research in this paper is devoted to determining the influence of the punch and counter punch geometry on metal flow during multi-channel NCAE (non-equal angular extrusion). It was established that the software product QForm V8 is suitable for modeling the processes of metal forming. Investigation of the influence of the geometry of the punch and counter punch on metal flow, showed that by changing the geometry of the tool it is possible to achieve a significant improvement in the quality of the finished product.

Введение

С целью экономии ресурсов и снижения стоимости производства деталей типа ступица со спицами был разработан метод и инструмент для производства таких деталей с помощью углового прессования [1]. Основной проблемой при изготовлении деталей типа ступица со спицами в разработанном инструменте, является нежелательный и трудно контролируемый изгиб спиц во время деформации. Проблема, которая возникает вследствие этого – необходимость правки спиц. Это негативно отражается на структуре и механических свойствах готового изделия, а также на его стоимости. Целью данной работы является исследовать влияние геометрии пуансона и контр-пуансона на течение металла при МРКУП, а именно на изгиб спиц готовой детали.

1. Постановка задачи

В работе исследовалось влияние геометрии инструмента на течение металла для снижения неравномерности скоростей истечения металла из матрицы. Это позволит снизить искривление спиц ступицы в процессе МРКУП. Задачей разработки является исследование влияния геометрии пуансона и контр-пуансона на истечение металла из выходного отверстия матрицы и величину изгиба спиц.

2. Состояние вопроса

Одним из сильнейших преимуществ углового прессования наряду с остальными процессами является проработка структуры металла, которая после соответствующей термической обработки обеспечивает равномерную мелкозернистую структуру металла [2]. Такая структура необходима для достижения оптимального сочетания в изделии прочностных и пластических свойств [3]. По мнению некоторых исследований [4÷6] методы интенсивной пластической деформации отлично справляются с формированием мелкозернистой структуры в металле, а также существенно увеличивают его механические свойства. Разработанный метод производства ступиц со спицами на основе методов интенсивной пластической деформации, в отличие от штамповки, позволяет производить детали с деформированной и рекристаллизованной структурой из дешёвой цилиндрической литой заготовки с минимальными потерями металла. Но, как и всем методам интенсивной обработки металлов давлением, ему присуща неравномерность деформации. В данном случае неравномерность деформации вызвана как силами трения, так и многообразием напряженно-деформированных состояний [7]. В следствие неравномерности деформации возникают дополнительные напряжения, которые влияют на скорость истечения металла, что, в свою очередь приводит к искривлению выходящих спиц. Помимо этого, неравномерность деформации может привести к снижению пластичности из-за появления в отдельных участках напряжений растяжения [8].

Все представленные в этой работе исследование выполнялись с помощью МКЭ моделирования на базе программы QFormV8 предоставленной MicasSimulationsLtd (Dr. N. Biba).

3. МКЭ моделирование

Для проведения исследования было выбрано математическое моделирование на базе программы QFormV8.

Из литературы известно, что на неравномерность деформации можно влиять формой инструмента. Исходя из этого, для уменьшения неравномерности деформации было решено исследовать комбинации различных форм пуансона и контр-пуансона. В качестве контрольной группы были выбраны плоский пуансон и контр-пуансон (рис. 1а)), которые соответствуют существующему [9] прототипу инструмента. В качестве альтернативных решений были выбраны пуансон и контр-пуансон с наружным конусом (рис. 1б)) и внутренним конусом (рис. 1в)). Используя представленные пуансоны и контр-пуансоны получилось 9 различных вариантов компоновки инструмента. Моделирование прессования детали типа «ступица со спицами» проводилось с одинаковыми параметрами для каждой из компоновок инструмента. Исследования начинались с постановки задачи в QFormV8.

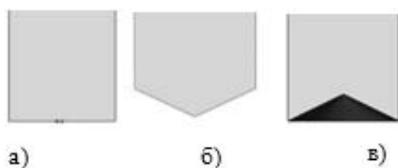


Рис. 1. Форма пуансона и контр-пуансона: а – плоский пуансон, б – наружный конус, в – внутренний конус.

4. Постановка задачи

- 1) Создание исходной сетки заготовки и инструмента для расчёта математической модели проводилось в встроенном в программу QFormV8 редакторе QShape, возможности которого позволяют определить инструмент и заготовку на этапе построения сетки. Пример готовой МКЭ модели в разрезе, представлен на рисунке 2.

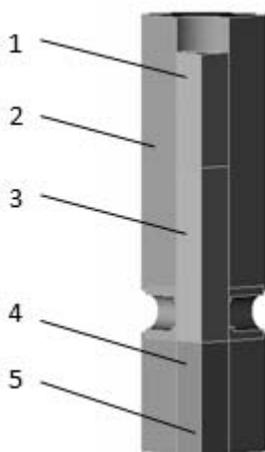


Рис. 2. Схематический вид МКЭ модели в разрезе: 1 – пуансон, 2 – верхняя часть контейнера, 3 – заготовка, 4 – контр-пуансон, 5 – нижняя часть контейнера

- 2) Задание параметров заготовки, инструмента и окружающей среды. В качестве материала заготовки был выбран свинец марки С1, температура деформации 20°C. Материал инструмента сталь 5140 с твёрдостью HRC39. Диаметр входного канала 42 мм, диаметр выходного канала 15мм. Привод пуансона – гидравлический пресс номинальным усилием 120МН. Коэффициент трения между инструментами и заготовкой 0,8 что соответствует процессу без применения смазки. Температура окружающей среды 20°C. Условие остановки процесса – перемещение пуансона на 70 мм.

5. Результаты и их обсуждение

Исследование неравномерности деформации проводилось путём сравнения искажения формы спиц контрольной группы с исследуемыми, а также определением угла отклонения спицы от нормали, которой является центральная ось выходного канала. Основным показателем неравномерности деформации для данного процесса принимался угол отклонения спиц от нормали. Центральная ось является общей для двух противоположно расположенных каналов матрицы. Угол отклонения от нормали определялся с помощью графического редактора Kompas3D (рис. 3)

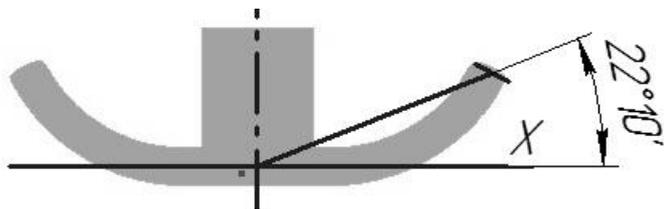


Рис. 3. Схема определения угла отклонения спицы от нормали X

Наряду с углом отклонения спиц снимались показания силы прессования. Этот фактор был дополнительным для выбора оптимальной компоновки инструмента в том случае, когда разница в углах отклонения спиц мала. Анализ результатов моделирования по углу отклонения спицы и силе прессования позволит выбрать наиболее эффективную комбинацию пуансона и контр-пуансона для обеспечения минимальной неравномерности деформации с незначительным увеличением силовых показателей прессования.

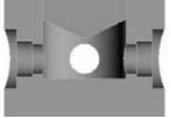
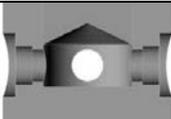
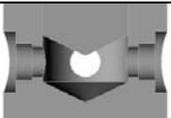
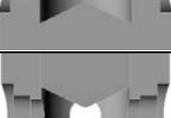
Исследованные комбинации формы пуансона и контр-пуансона, а также значения угла отклонения и силы прессования внесены в таблицу 1.

В таблице 1 в столбце «Схема компоновки инструмента» приведены возможные варианты комбинаций пуансона и контр-пуансона, пуансон расположен в верхней части схемы а контр-пуансон, соответственно, в нижней. Кроме этого на схеме изображены выходные каналы матрицы в разрезе.

После анализа всех компоновок инструмента стало ясно, что разница в угле отклонения незначительная, за исключением 1,3 и 4 схемы. Максимальная разница в силе прессования составляет 14,6 кН. Такая маленькая разница в силе прессования может быть обусловлена не большим коэффициентом вытяжки равным 3,9 и наличием сдвиговых деформаций в пластической зоне деформации. По результатам моделирования можно выделить три следующие компоновки инструмента, которые обеспечивают наилучшие результаты.

Таблица 1.

Сводная таблица результатов моделирования

№ компоновки	Вид компоновки Пуансон/ контр-пуансон	Угол отклонения	Сила прессования кН
1 (рис. 1 а-а)		22°10′	204,5
2 (рис. 1 б-а)		0°24′	211,4
3 (рис. 1 в-а)		1°53′	202,5
4 (рис. 1 а-в)		-1°27′	197,8
5 (рис. 1 б-в)		-0°51′	220,7
6 (рис. 1 в-в)		-0°44′	197,1
7 (рис. 1 а-б)		0°24′	197,6
8 (рис. 1 б-б)		0°28′	214,3
9 (рис. 1 в-б)		0°46′	219,4

- Компоновка № 7 обеспечила минимальное значение угла отклонения спицы, при силе, которая всего лишь на 0,5 кН больше минимального значения (рис. 4).

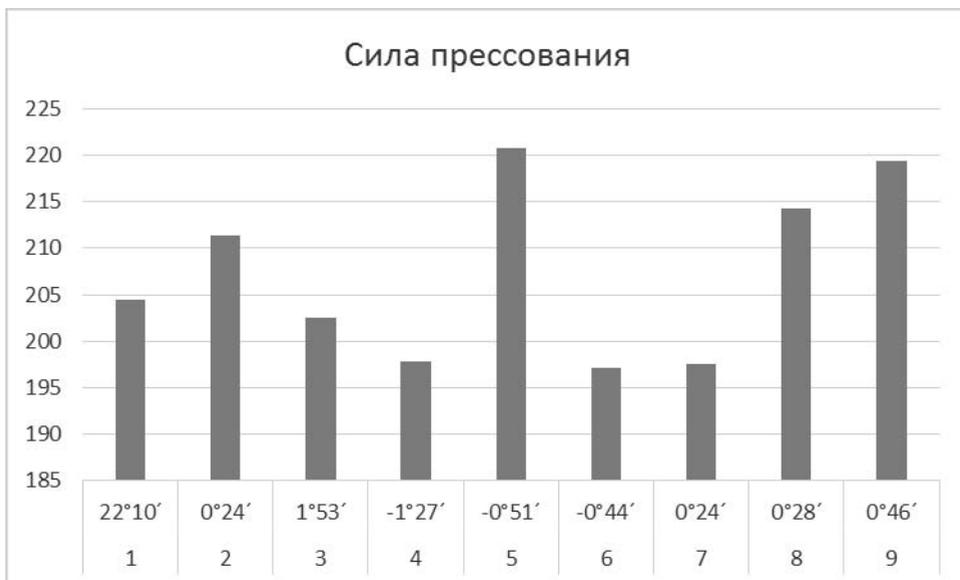


Рис. 4. Сила прессования в зависимости от формы пуансона и контр-пуансона. Вертикальная ось – сила прессования, горизонтальная – номер компоновки и угол отклонения.

- Компоновка № 2 также дает минимальный угол отклонения, однако приводит к росту силы по отношению к компоновке № 7 на 7%.
- Компоновка № 6 при минимальной для всей серии экспериментов силе прессования показала повышенный на 20' угол отклонения.

Выводы

Анализируя проведенные исследования можно отметить следующее.

- 1) Программный продукт QFormV8 от MicasSimulationsLtd подходит для моделирования процессов обработки металлов давлением, в том числе и экзотических, таких как НРКУП и МНРКУП.
- 2) Исследование влияние формы пуансона и контр-пуансона на течение металла показало, что изменяя форму инструмента можно добиться существенного повышения качества готового изделия при МНРКУП, за счёт уменьшения неравномерности деформации и, как следствие, искривления спиц ступицы.
- 3) Влияние формы пуансона и контр-пуансона на силовые параметры процесса не превышает 12%

- 4) Анализ всех полученных результатов показал что наиболее оптимальным с точки зрения минимального отношения угла отклонения спицы от нормали к силе прессования оказалась компоновка инструмента, при которой пуансон выполнен плоским, а контр-пуансон имеет наружный конус высотой 10 мм.

Литература

1. Зубко Ю.Ю.: Исследование влияния геометрических параметров инструмента на течение металла при боковом многоканальном прессовании с помощью МКЭ моделирования. Приднепровский научный семинар: Обработка металлов давлением, 17.10.2016 / goo.gl/nlbVmo
2. The Science & Engineering of Materials 6th Edition. Askeland, Donald R.; Fulay, Pradeep P.; Wright, Wendelin J. ISBN 10: 0495296023.
3. Клименко П.Л.: Упрочнение стали и цветных металлов при холодной и горячей деформации. Монография, Днепропетровск: Пороги, 2009.
4. Валиев Р.З., Александров Н.В.: Наноструктурные наноматериалы, полученные интенсивной пластической деформацией. Логос, 2000.
5. Valiev R.Z., Langdon T.G.: Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, Progress in Materials Science, 2006, № 51, p. 881÷981.
6. Markushev M.V., Murashkin M.Yu.: Structure and mechanical properties of commercial Al-Mg 1560 alloy after equal-channel angular extrusion and annealing. Materials Science and Engineering 2004, A 367, p. 234÷242.
7. Громов Н.П.: Теория обработки металлов давлением. Металлургия, Издание 2, 1967.
8. Полухин П.И.: Технология металлов и сварка. Высшая школа, 1977.
9. Зубко Ю.Ю.: Боковое многоканальное прессование. Приднепровский научный семинар: Обработка металлов давлением от 04.04.2016, http://metal-forming.org/index.php/zasedaniya/item/бокoвое-многоканальное-прессование?category_id=2

КОВКА СЛИТКОВ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ НА ОСНОВЕ СХЕМ КОБИНИРОВАННОГО ТЕРМО-МЕХАНИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ

FORGING OF HEAVY INGOTS FOR POWER ENGINEERING BASED ON COMBINED THERMOMECHANICAL DEFORMATION SCHEMES

Zhbankov I.G.

Donbass State Engineering Academy, Faculty of Integrated Technologies and Machines, Department of Metal Forming

Abstract

In the manufacture of large parts such as shafts, forging ingots are used as a workpieces. The main forging operation to produce such parts and eliminate the defects of the cast structure of the workpiece is a broaching. Workpiece is heated to improve the ductility and reduced resistance to deformation. As a result of cooling during forging the preform is cooled from the periphery to the center, which entails the formation of a time-varying non-uniform temperature distribution over its cross section. In this work the analyze the distribution of strain in terms of forging during its broach with a uniform and non-uniform temperature fields was done.

Введение

Одной из проблем ковки длинномерных изделий типа валов, является неравномерность распределения деформаций в поперечном сечении заготовки. Причем наблюдается несколько картин такой неравномерности: интенсивная проработка поверхностных слоев заготовки, и в этом случае образуется такой дефект формы как утяжина на торце поковки (рис. 1а), которую необходимо удалять; интенсивная проработка центральных слоев заготовки, приводящая к интенсивному течению осевой части металла (рис.1б). Появление первого дефекта ведет к увеличению металлоемкости изделия вследствие повышения количества отходов. Второй дефект заготовки в процессе ковки совместно с интенсивным охлаждением поверхности детали и высоким перепадом температур (в случае ковки сталей с низкой теплопроводностью) может привести к трещинообразованию на торце. Для того чтобы избежать появления подобных дефектов, необходимо обеспечить равномерное распределение деформаций в поперечном сечении заготовки в процессе ковки, например за счет дополнительного температурного воздействия.

Неравномерное температурное поле формировалось охлаждением заготовки до температуры поверхности 1000°C, 900°C и 800°C. Ковка проводилась с различной величиной обжатия ($\varepsilon_h = \Delta D / D_0$, ΔD – величина абсолютного обжатия) $\varepsilon_h = 0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25; 0,3$ и различной

относительной подачи ($\bar{f} = f/D_0$) $\bar{f} = 0,3; 0,5; 0,7; 0,9; 1,1$.

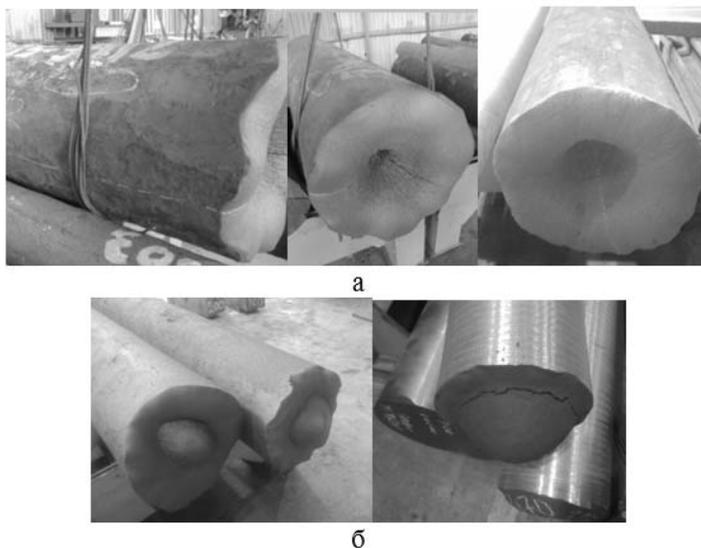


Рис. 1. Дефекты (а – торцевая вогнутость, б – торцевая выпуклость) образованные в процессе протяжки валов традиционным кузнечным инструментом

Исследования

Проведено моделирование схем протяжки, в ходе которых обеспечивалось минимум 3 нажима бойком на заготовку для учета влияния ее жестких недеформированных концов на напряженно-деформированное состояние. Моделирование процесса протяжки проводилось в программе, которая основана на методе конечных элементов (Deform 3D) [1÷6]. В качестве заготовки был принят цилиндр диаметром 1000 мм и длиной 3000 мм из материала сталь 3. Протяжка производилась при начальной температуре заготовки 1200°C (равномерное температурное поле), а также после ее охлаждения во времяковки до температур поверхности 1000°C, 900°C и 800°C (неравномерное температурное поле) плоскими бойками шириной $B = 1200$ мм и радиусом скругления кромки рабочей поверхности 100 мм. Заготовка разбивалась на 50000 элементов, скорость деформирования 25 мм/с. При моделировании коэффициент пластического трения Зибеля принимался равным 0,3. В ходе моделирования исследовано влияние величины относительного обжатия, относительной подачи и температурного поля заготовки на распределение интенсивности логарифмических деформаций по ее объему, а также на величину показателя жесткости схемы напряженного состояния.

Проведено исследование влияния размеров заготовки на распределение температуры по ее сечению при охлаждении. Построены графики распределения температуры для наиболее распространенных в ковке

размеров сечений $D = 750 \div 1500$ мм в различный момент охлаждения заготовки, а именно при температуре поверхности 1000°C , 900°C , 800°C .

Полученные поля распределения температур накладывали на заготовку и моделировали ее протяжку плоскими бойками. По результатам исследования были построены графики распределения интенсивности логарифмических деформаций по поперечному сечению заготовки в зависимости от разных величин обжатия и относительных подач при протяжке заготовки с равномерным и неравномерным температурным полем с температурой поверхности 1000°C , 900°C , 800°C (рис. 2).

Анализ полученных данных позволил установить, что при протяжке заготовки плоскими бойками в равномерном температурном поле с относительной подачей $\bar{f} = 0,3$ и величиной обжатия $\varepsilon_h = 0,05 \div 0,1$ наблюдается низкая неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций, что объясняется слабой проработкой периферийных слоев заготовки, а также наличием непроработанной осевой зоны. При увеличении величины обжатия (до $\varepsilon_h = 0,3$) наружные слои заготовки прорабатываются более интенсивно, однако осевая зона остается слабо проработанной, что приводит к увеличению неравномерности распределения интенсивности логарифмических деформаций от 0,125 (при $\varepsilon_h = 0,05$) до 0,75 (при $\varepsilon_h = 0,3$).

После охлаждения поверхности заготовки до 1000°C при ее протяжке с относительной подачей $\bar{f} = 0,3$ и величиной обжатия $\varepsilon_h = 0,05 \div 0,1$ также наблюдается низкая неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций, однако с увеличением величины обжатия до $\varepsilon_h = 0,3$ наблюдается более интенсивная проработка внутренних слоев вследствие повышения сопротивления деформированию наружных за счет охлаждения.

При этом неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций (разница максимального и минимального значения) уменьшается по сравнению с протяжкой заготовки с равномерным температурным полем и составляет 0,094 (при $\varepsilon_h = 0,05$) и 0,19 (при $\varepsilon_h = 0,3$).

При охлаждении заготовки еще на 100°C проработка периферийных слоев остается на прежнем уровне за счет увеличения их сопротивления деформированию. Происходит деформирование осевой зоны заготовки поверхностными более жесткими слоями. При этом неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций уменьшается и составляет 0,07 (при $\varepsilon_h = 0,05$) и 0,12 (при $\varepsilon_h = 0,3$).

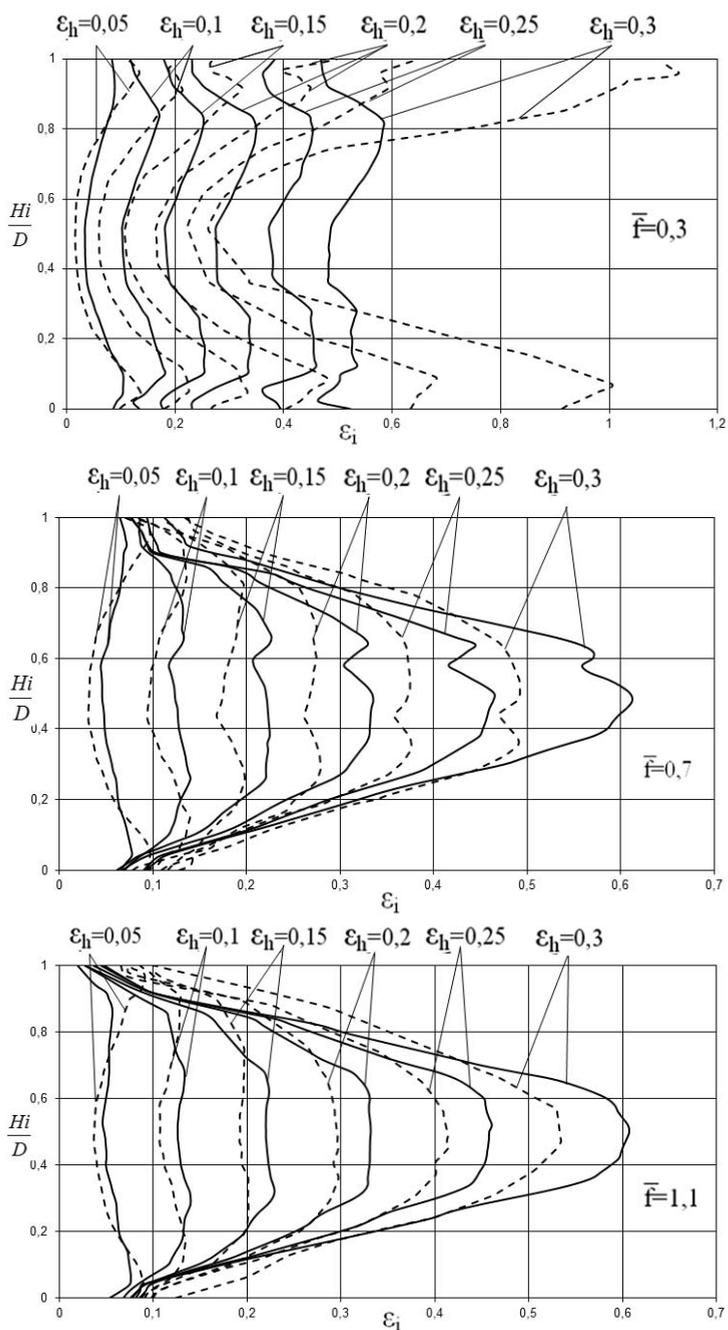


Рис. 2. График распределения интенсивности логарифмических деформаций в поперечном сечении заготовки в зависимости от разных величин обжатия и относительных подач при протяжке с равномерным температурным полем (пунктир) и с охлаждением в процессековки до 900°C

После охлаждения поверхности заготовки до 800°C, при величине обжатия $\varepsilon_h = 0,1 \div 0,3$ сохраняется проработка лишь осевой зоны заготовки. Неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций уменьшается и составляет 0,067 (при $\varepsilon_h = 0,05$) и 0,1 (при $\varepsilon_h = 0,3$).

Также следует отметить, что при величине обжатия $\varepsilon_h = 0,05 \div 0,1$ и различных подачах $\bar{f} = 0,3 \div 1,1$ неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций практически одинакова и характеризуется наличием непроработанной осевой зоны при всех исследуемых температурных полях. При протяжке заготовки с величиной относительных подач от 0,5 до 1,1 и степени обжатия $\varepsilon_h = 0,05 \div 0,15$ с равномерным и неравномерным температурным полями наблюдается уменьшение неравномерности распределения интенсивности логарифмических деформаций по ее сечению за счет его слабой проработки (рис. 2).

При протяжке заготовки с равномерным температурным полем с увеличением степени обжатия от 0,15 до 0,3 происходит более интенсивная проработка осевой зоны заготовки. Однако неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций возрастает за счет образования застойной зоны под рабочей поверхностью деформирующего бойка и увеличения проработки лишь осевой зоны. Она составляет 0,073 (при $\varepsilon_h = 0,05$) и 0,27 (при $\varepsilon_h = 0,3$) при величине относительной подачи $\bar{f} = 0,5$, а также 0,05 (с $\varepsilon_h = 0,05$) и 0,43 (с $\varepsilon_h = 0,3$) при величине относительной подачи $\bar{f} = 1,1$.

При охлаждении поверхности заготовки до 1000°C сохраняется увеличение деформирования лишь центральной зоны заготовки, что приводит к еще большей неравномерности распределения интенсивности логарифмических деформаций, которая составляет 0,07 (при $\varepsilon_h = 0,05$) и 0,39 (при $\varepsilon_h = 0,3$) при величине относительной подачи $\bar{f} = 0,5$, а также 0,048 (с $\varepsilon_h = 0,05$) и 0,54 (с $\varepsilon_h = 0,3$) при величине относительной подачи $\bar{f} = 1,1$. При охлаждении заготовки еще на 100°C характер кривых на графиках сохраняется. Неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций уменьшается на 0,034 (при $\varepsilon_h = 0,05$) и увеличивается на 0,04 (при $\varepsilon_h = 0,3$) при величине относительной подачи $\bar{f} = 0,5$, а также уменьшается на 0,001 (при $\varepsilon_h = 0,05$) и увеличивается на 0,2 (при $\varepsilon_h = 0,3$) при величине относительной подачи $\bar{f} = 1,1$.

С уменьшением температуры поверхности заготовки до 800°C

неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций при $\varepsilon_h = 0,05$ уменьшается до 0,034 с величиной относительной подачи $\bar{f} = 0,5$, что в 2 раза меньше, чем при протяжке заготовки с равномерным температурным полем и увеличивается до 0,467 при $\varepsilon_h = 0,3$ и $\bar{f} = 1,1$, что говорит о интенсивной проработке осевой зоны заготовки.

Такое большое значение деформации в осевой части заготовки положительно влияет на проработку литой дефектной части слитка, способствует залечиванию дефектов в виде пустот металлургического происхождения. Проведено исследование распределения интенсивности логарифмических деформаций вдоль оси протянутого участка поковки в зависимости от изменения величины обжатия и относительной подачи для различных температурных полей заготовки.

Анализ полученных данных позволил установить, что наименьшая неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций наблюдается в центральной части заготовки при протяжке заготовки как с равномерным, так и с неравномерным температурными полями при относительной подаче $\bar{f} = 0,3$. Как показали результаты исследования распределения интенсивности логарифмических деформаций по поперечному сечению заготовки, это вызвано низким уровнем проработки осевой зоны заготовки.

При протяжке заготовки с равномерным температурным полем с относительной подачей $\bar{f} = 0,5 \div 1,1$ и величиной обжатия $\varepsilon_h = 0,05 \div 0,3$ происходит увеличение неравномерности распределения интенсивности логарифмических деформаций в осевой зоне заготовки от 0,025 при $\bar{f} = 0,5$ и $\varepsilon_h = 0,05$ до 0,346 при $\bar{f} = 1,1$ и $\varepsilon_h = 0,3$. Пики значений интенсивности логарифмических деформаций соответствуют по длине части заготовки, которая при протяжке находится непосредственно под бойком, а малые значения находятся под краем бойка.

После охлаждения заготовки до $1000 \div 800^\circ\text{C}$ неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций уменьшается до $0,02 \div 0,29$ и характеризуется высоким уровнем проработки осевой зоны. Такое синусоидальное распределение деформации вдоль оси заготовки после протяжки вызывает неравномерность ее механических свойств. Поэтому при последующем проходе необходимо производить протяжку со смещением заготовки на половину ширины бойка, что позволит обеспечить более равномерное распределение интенсивности логарифмических деформаций вдоль оси заготовки.

Необходимо также учитывать, что при протяжке заготовки одной и той же длины с различными подачами характер кривых на рис. 6 сохранится,

однако неравномерность распределения интенсивности логарифмических деформаций будет меньше для протяжки с малыми подачами. Это приводит к увеличению количества обжатий на участке заготовки той же длины, а следовательно и к образованию большего количества пиков кривой под центральной частью деформирующего бойка при каждом обжатии.

Выводы

Установлено, что для обеспечения благоприятного напряженно-деформированного состояния заготовки протяжку плоскими бойками рекомендуется проводить на первом этапе, при наличии равномерного температурного поля заготовки с относительной подачей от 0,5 до 1,1 и величиной относительного обжатия, равной $0,1 \div 0,2$. После падения температуры поверхности заготовки в процессековки до 1000°C следует осуществлять протяжку с относительной подачей $0,5 \div 1,1$ и величиной обжатия $0,1 \div 0,15$. При достижении поверхности заготовки температуры 900°C необходимо осуществлять протяжку с относительной подачей от 0,3 до 1,1 с той же величиной обжатия, а при падении температуры поверхности еще на 100°C необходимо уменьшить величину обжатия до $0,05 \div 0,1$ при тех же подачах. Рекомендуется при последующем проходе производить протяжку со смещением заготовки на половину ширины бойка, что позволит обеспечить более равномерное распределение интенсивности логарифмических деформаций вдоль оси заготовки.

References

1. Zhbankov I.G., Perig A.V., Aliieva L.I.: New schemes of forging plates, shafts, and discs. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, Vol. 82, Issue 1, p. 287÷301.
2. Aliev I., Zhbankov I., Martynov S.: Forging of shafts, discs and rings from blanks with inhomogeneous temperature field. Journal of Chemical Technology and Metallurgy, 2016, 51(4), p. 393÷400
3. Zhbankov I.G., Perig A.V., Aliieva L.I.: Calculation of recovery plasticity in multistage hot forging under isothermal conditions. Springerplus, 2016, 26; 5(1):1881.
4. Алиев И.С., Жбанков Я.Г., Таган Л.В., Швец А.А.: Управление напряженно-деформированным состоянием заготовки в процессахковки крупных поковок. Обработка материалов давлением: сб. научн. Трудов, Краматорск: ДГМА, 2013, № 2(35), с. 50÷57.
5. Жбанков Я.Г., Швец А.А., Турчанин М.А.: Исследование напряженного состояния заготовки при протяжке с неоднородным температурным полем комбинированными бойками. Вестник ДГМА, 2013, № 2(31), с. 21÷25.
6. Заблоцкий В.К., Жбанков Я.Г., Швец А.А.: Исследование деформированного состояния заготовки при протяжке с неоднородным температурным полем комбинированными бойками. Обработка материалов давлением: сб. научн. Трудов, Краматорск: ДГМА, 2013, № 4(37), с. 70÷73

**АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ СТРУКТУРУ ЛЕНТ
ИЗ СПЛАВА Pb-Ca-Sn ДЛЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ
АККУМУЛЯТОРОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ НЕПРЕРЫВНОЙ
РАЗЛИВКИ-ПРОКАТКИ**

***ANALYSIS OF PROCESSES DETERMINING OF STRUCTURE OF TAPES
FROM ALLOY Pb-Ca-Sn FOR THE ELECTROCHEMICAL BATTERIES
PRODUCED BY THE PROCESS OF CONTINUOUS CASTING-ROLLING***

Ephimenko A., Proydak Yu.**, Gubenko S.***

*Institute of Transport System and Technologies NAS of Ukraine, **National Metallurgical Academy of Ukraine, Material Science Department.

Abstract

Formation of structure of tapes from alloy Pb-Ca-Sn for the electrochemical batteries produces by the process of continuous casting-rolling on the different stages of technological process is discussed.

Введение

Надежность работы свинцово-кислотных аккумуляторных батарей, используемых на железнодорожном и в автомобильном транспорте в качестве автономных источников тока, во многом определяется структурой и свойствами материала, применяемого для получения токоотводов/токоъемников, которые одновременно выполняют роль подложек для электроактивной массы. Поскольку данная деталь аккумулятора работает в условиях механических нагрузок, вибраций, коррозионного воздействия со стороны активной массы и электролита, требования к ней достаточно широки: электропроводность, механическая прочность/стабильность геометрии при эксплуатационных температурах (температурный режим работы аккумулятора может изменяться в широких пределах), коррозионная стойкость в химически активной среде электролита, химическая однородность в электрохимической системе аккумулятора (токоотвод-активная масса – электролит), и др. Таким требованиям удовлетворяют лишь некоторые электроактивные металлы: Pb, Li, Zn, Cd, и другие. Известно не так много электрохимических систем, аккумулирующих электрическую энергию с помощью обратимых химических реакций [1]. Целью настоящей работы был анализ процессов формирования структуры лент из сплава Pb-Ca-Sn для электрохимических

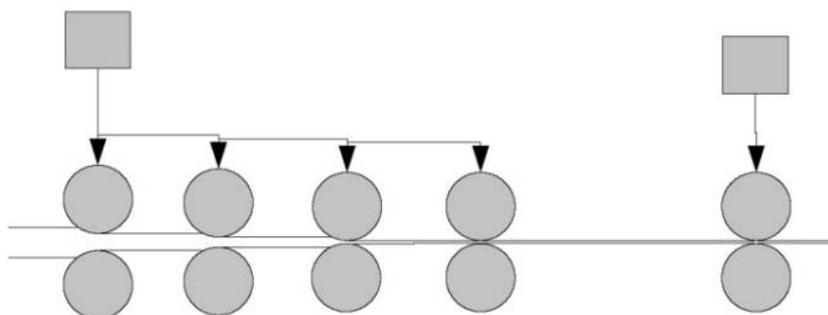
аккумуляторов, полученных способом непрерывной разливки-прокатки, на разных стадиях технологического процесса.

1. Материалы и методики исследований

Проведены исследования микроструктуры ленты из сплава $PbCa_{0,1}Sn_{0,3}$, полученной способом непрерывной разливки-прокатки (рис. 1). Расплав, имеющий температуру $450^{\circ}C$, заливали в валковый кристаллизатор с диаметром валков $360mm$, снабженных внутренними каналами для охлаждения ($T_{охл. ж.} = 25^{\circ}C$), с последующей прокаткой в 5-клетевой полунепрерывной группе клеток PunchingLine с толщины $S_{сляба} = 70mm$ до толщины ленты $S_l = 0,9 \div 1,0mm$ с разовыми обжатиями (степенями деформации) $\epsilon = 5 \div 50\%$.



а



б

Рис. 1. Валковый кристаллизатор (а) и схема прокатки (б) аккумуляторной ленты

2. Результаты исследований и обсуждение

Очевидно, следует уделить особое внимание качеству тонкой ленты (решетки) из электроактивных металлов, которая является незаменимой основой электрохимического аккумулятора. В настоящее время известны различные способы производства токоотводов — литье, прокатка, совмещенные процессы – разливка-прокатка. Каждая из технологий имеет свои преимущества и недостатки. При этом наблюдаются различия в характере микроструктуры готового изделия, определяющей в конечном итоге, его эксплуатационные характеристики.

Исследование микроструктуры лент, произведенных способом совмещенного процесса разливки-прокатки на литейно-прокатном комплексе (PunchingLine, Sovema) связано с подробным анализом фазовых и структурных изменений, происходящих на каждой стадии производства.

Конечная структура аккумуляторной ленты является результатом нескольких последовательных воздействий в процессе ее производства. Следует разделить процесс формирования микроструктуры и тонкой структуры сплава $PbCa_{0,1}Sn_{0,3}$ на два этапа: разливка-прокатка и прокатка в 5-клетевой полунепрерывной группе клеток PunchingLine. Учитывая данные о температуре плавления данного сплава $327^{\circ}C$ [2], необходимо отметить, что диапазон температур начала рекристаллизации составляет $(-87\div+27^{\circ}C)$, что важно для анализа условий формирования структуры сплава $PbCa_{0,1}Sn_{0,3}$ на каждой стадии процесса производства ленты.

На стадии разливки-прокатки вначале происходит кристаллизация сплава при соприкосновении с валками, затем эти твердые участки деформируются и продолжается кристаллизация внутренних слоев расплава, которая, в свою очередь, сопровождается деформацией вновь образовавшихся кристаллов. Указанные процессы происходят в условиях непрерывно понижающейся температуры, поэтому на первом этапе получения ленты можно говорить о горячей деформации сплава, находящегося в твердо-жидком состоянии и в твердом состоянии после завершения кристаллизации, затем при понижении температуры происходит теплая деформация сплава перед выходом лент из валкового кристаллизатора. Таким образом, вначале происходит горячая деформация, сопровождающаяся динамическим восстановлением структуры, затем теплая деформация, когда динамическое восстановление структуры значительно затрудняется [3].

Признаки протекания этих процессов видны на микрофотографиях, приведенных на рис. 2а, в: зоны локализованной деформации (рис. 2а), следы проскальзывания вдоль зеренных границ (рис. 2б), измельчение зерен (рис. 2в).

Стадию прокатки в 5-клетевой полунепрерывной группе клеток PunchingLine необходимо рассматривать как ступенчатую деформацию, когда частные обжатия в каждой клетке осуществляются через определенные промежутки времени. При этом большое значение имеет

распределение степеней деформации по клеткам и величины временных пауз между обжатиями.

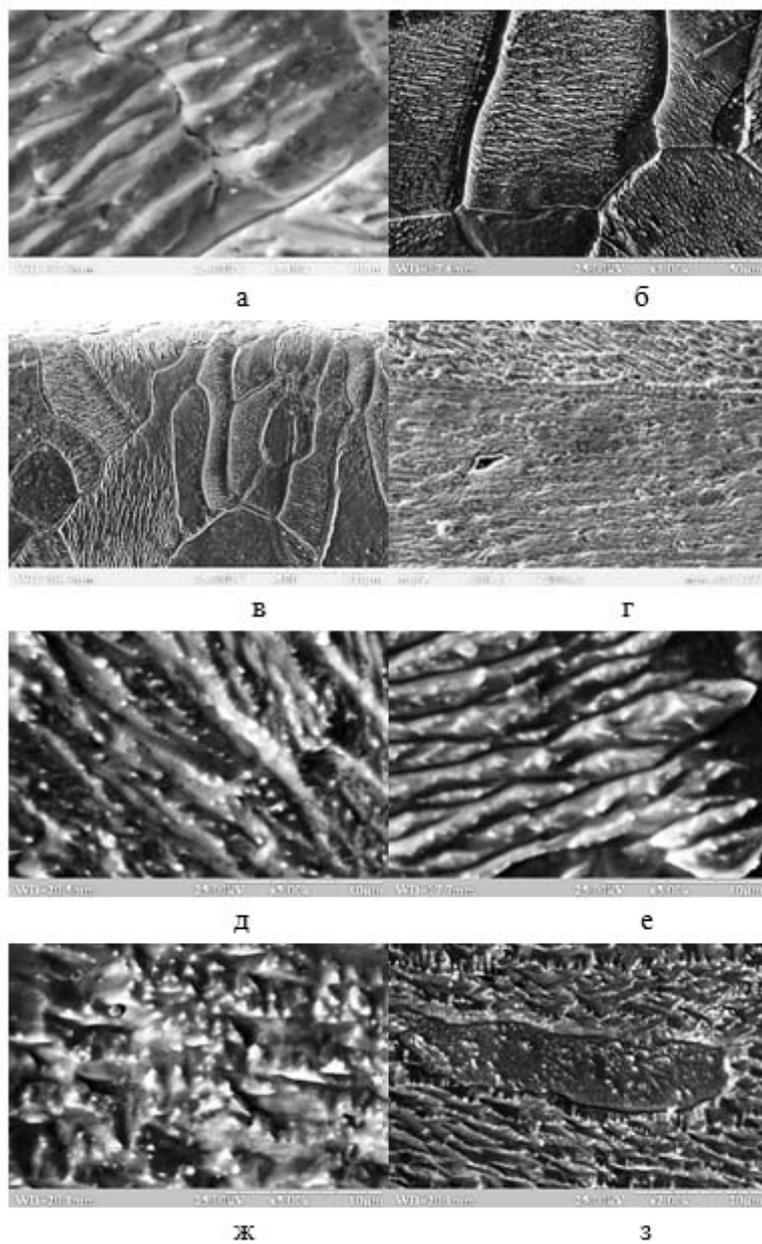


Рис. 2. Микроструктуры лент из сплава $PbCa_{0,1}Sn_{0,3}$, полученной способом непрерывной разливки-прокатки

Перестройка зеренной структуры и тонкой (дислокационной) субструктуры сплава $PbCa_{0,1}Sn_{0,3}$, по-существу, происходит в условиях повторной и многопроходной деформации, когда эти показатели предшествующего обжата теряют устойчивость и перестраиваются при последующем обжате, что связано с накоплением и изменением внутренней энергии в результате перераспределения дислокаций.

При этом может изменяться плотность дислокаций, размеры ячеек субструктуры, углы их разориентировки. Поскольку температура деформации данного сплава находится в интервале температур начала рекристаллизации, следует говорить о теплой деформации ленты.

Как известно, для теплой деформации характерно выделение избыточных фаз, образование примесных атмосфер на дислокациях, динамическое деформационное старение и другие процессы [3]. При этом большое значение имеют величины пауз между клетями, определяющие условия статической перестройки деформированной структуры и вероятность фазовых превращений в сплаве. Анализ микроструктуры лент, имеющих толщину 1,5 и 0,9 мм, позволил выявить вытянутые зерна (рис. 2г), субструктуру с вытянутыми ячейками (рис. 2д), дисперсные выделения, очевидно фаз Pb_3Ca , Sn_3Ca (рис. 2е), свидетельствующие о динамическом деформационном старении, признаки динамической рекристаллизации (рис. 2ж) и участки локализованной деформации, свидетельствующие о «шахматном» распределении напряжений вблизи зеренных границ (рис. 2з).

Указанные процессы требуют проведения детальных исследований и анализа, в том числе с применением мезомеханики пластической деформации, что позволит усовершенствовать технологию получения тонких аккумуляторных лент.

Выводы

Формирование структуры сплава $PbCa_{0,1}Sn_{0,3}$ на разных стадиях технологического процесса получения тонких аккумуляторных лент методом разливки-прокатки является сложным многофакторным процессом. На каждой технологической стадии производства имеются возможности регулирования структуры лент, определяющей их конечные механические и эксплуатационные свойства.

Литература

1. Таганова А.А., Бубнов Ю.И., Орлов С.Б.: Герметичные химические источники тока: Элементы и аккумуляторы. Оборудование для испытаний и эксплуатации, ХИМИЗДАТ, СПб., 2005.
2. Battery Improvement Perspectives, <http://energy.gov>.
3. Губенко С.И., Парусов В.В.: Деформация металлических материалов. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2006.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННЫХ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СИНЕРГЕТИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ

FORMING OF THE STRUCTURAL CONDITION AND COMPLEX OF PROPERTIES COLD-FORMED PRODUCTS BASED ON THE USING SYNERGETIC EFFECTS

Гуль Ю.П., Ивченко А.В., Кондратенко П.В., Чмелева В.С.

Национальная металлургическая академия Украины, факультет материаловедения и обработки металлов, кафедра термической обработки металлов

Abstract

On the basis of the general laws of obtaining synergies in the material exposed to an energetic effects of different types and sequences is feasible in principle and the practical usefulness of these effects in technological processes for the production of cold product to form a stable structural states and - accordingly - the desired combination of strength characteristics, ductility and fracture resistance.

Введение

Известно, что обычная холодная деформация, широко используемая как для формоизменения стальных заготовок, так и для упрочнения получаемых изделий, приводит к формированию неравновесных структурных состояний. Поэтому полученные таким образом холоднодеформированные изделия наряду с повышенным уровнем прочности характеризуются пониженной пластичностью, пониженным сопротивлением разрушению, склонностью к деформационному старению и быстрым разупрочнением при нагреве. Указанное, естественно, уменьшает эксплуатационную надежность таких холоднодеформированных изделий и существенно сужает возможность использования целого ряда преимуществ технологий производства изделий, упрочняемых холодной деформацией. Таким образом, поиск технических решений, позволяющих получать холоднодеформированные изделия с сохранением уровня упрочнения при устранении перечисленных выше недостатков, является актуальным.

1. Постановка задачи

В практике термического упрочнения стали, например закалкой на мартенсит, поставленная задача получения не только упрочнения, но и необходимого комплекса свойств – решается термическим воздействием – отпуском. При упрочнении стали холодной деформацией использование термического воздействия непосредственно после активной

холодной деформацией проблематично в связи с весьма существенными отличиями структурных состояний стали после закалки на мартенсит и после активной холодной деформации. В последнем случае термическое воздействие может привести к недопустимому разупрочнению. Поэтому здесь необходимы другие способы релаксирующего воздействия на исходное структурное состояние после активной холодной деформации, которые должны привести не к резкому падению плотности дислокаций и разупрочнению, а к перераспределению дислокаций в объеме объекта без существенного снижения их плотности и с получением в конечном объекте нового структурного состояния: упорядоченной дислокационной структуры в форме квазиравновесных дислокационных субграниц, разделяющих ферритную матрицу на фрагменты размерами порядка $0,1 \div 1$ мкм. Проведенный нами анализ показал, что такие воздействия должны заключаться в определенной последовательности оптимизированной (по степени и схеме) активной холодной деформации и с последующими деформационными воздействиями в виде циклической деформации и термического воздействия, также оптимизированными по интенсивности и продолжительности.

2. Цель работы

Целью работы является определение условий согласования видов, параметров, последовательности энергетических воздействий на обрабатываемый объект с возникновением в нем синергетических эффектов, которые определяют формирование в холоднодеформированных изделиях нового структурного состояния и – соответственно – нового комплекса свойств.

3. Материал и методика исследования

Использован материал трех типов. Первый тип: массив информации о закономерностях влияния энергетических воздействий на структурное состояние и свойства стали, подвергаемой холодной деформацией. Второй тип: массив информации о закономерностях синергетических процессов и эффектов в объектах, подвергаемых различным энергетическим воздействиям. Третий тип: низкоуглеродистая сталь как материал получения холоднодеформированной арматуры и – соответственно – для экспериментальных исследований. На основе системного анализа материалов 1 и 2-го типов определялся требуемый вид структурного состояния, обеспечивающий необходимый комплекс свойств холоднодеформированной арматуры, и система энергетических воздействий различного типа, при которых на основе протекающих синергетических процессов в обрабатываемом объекте формируется требуемое структурное состояние и комплекс свойств. На материале 3-го типа проводилась экспериментальная проверка влияния схем

энергетических воздействий на получаемые структурные состояния и свойства холоднодеформированной арматуры.

4. Результаты исследования и их анализ

Для соблюдения условий получения синергетических эффектов в объекте под энергетическим воздействием объект должен представлять открытую систему, т.е. объект упорядоченного строения, способный обмениваться с внешней средой энергией и информацией. При этом объект должен находиться в термодинамически неравновесном состоянии. Этим условиям полностью отвечает стальной объект после активной холодной деформации, свободная энергия Q_c которого увеличена вследствие наличия повышенной плотности дислокаций [“единицу” этого неравновесного дефекта примем за энергетическую единицу (ЭЕ) повышения Q_c после активной холодной деформации] значение $Q_c^{ХД} \approx m \cdot K \cdot \text{ЭЕ}$, где m – характеризует количество ЭЕ в единице объема без учета взаимодействия полей напряжений дислокаций ($K=1$). Но при плотности дислокаций более 10^8 см^{-2} в холоднодеформированном объекте указанное взаимодействие существует и после активной холодной деформации $K>1$. Следовательно, переход рассматриваемой системы в более равновесное состояние возможен либо за счет уменьшения плотности дислокаций, либо значения K , либо плотности дислокаций и K . Как уже отмечалось выше, существенного уменьшения плотности дислокаций допустить нельзя, т.к. это ведет к разупрочнению. Последующие энергетическое воздействие релаксационного типа должны приводить к таким синергетическим эффектам, основным содержанием которых являются процессы самоорганизации дислокационной структуры выражающиеся в перераспределении дислокаций (при несущественном снижении плотности дислокаций) и в конечном результате максимально возможном гашении полей напряжений у дислокаций при их взаимодействии и получение таким образом значение $K \ll 1$ как основного вклада в снижении $Q_c^{ХД}$ вследствие получения упорядоченной структуры на субуровне. воздействия и их последовательность. Назначаемые типы релаксирующих воздействий и их последовательность определяют выбор системой в точке бифуркации, пути снижения энергии $Q_c^{ХД}$ за счет образования квазиравновесных дислокационных образований (уменьшения $K \cdot \text{ЭЕ}$), а не за счет аннигиляции дислокаций. Первый этап преобразования структурного состояния достигается путем использования после активной деформации циклической деформации. Последняя нарушает равновесие системы внутренних напряжений, созданную активной деформацией и обеспечивает получение значительной концентрации вакансий: создаются условия неконсервативного скольжения дислокаций и образования квазиравновесных дислокационных границ, где поля напряжений у дислокаций существенно скомпенсированы. Получаемая упорядоченная дислокационная субструктура близка к получаемой при термической полигонизации, но

используемый при циклической деформации изгиб не обеспечивает необходимого уменьшения объемного градиента упругой энергии. Поэтому необходим второй этап преобразования структурного состояния, состоящий в термическом воздействии. Термическое воздействие на втором этапе обеспечивает за счёт повышения концентрации вакансий «геометрическую» стабилизацию границ дислокационных фрагментов, снижение объемного градиента упругой энергии и некоторое дополнительное упрочнение, за счет закрепления дислокаций атомами углерода: при высокотемпературном деформационном старении энтропийного типа (источник – цементит).

Таким образом, получение синергетического эффекта, в конкретном случае производства холоднодеформированной арматуры основано на получении исходного неравновесного структурного состояния путем активной деформации, а затем его двухэтапного преобразования с использованием последовательности потоков механической и тепловой энергии и последовательности преобразования дислокационной структуры (информационный поток) путем использования энергии циклической деформации и тепловой обработки. При этом носителями энергетических потоков внутри объекта являются дефекты кристаллического строения – дислокации и вакансии (последние с неравновесной концентрацией на первом этапе и равновесной – на втором). Взаимодействие потоков дислокаций и вакансий определяет получаемый синергетический эффект. В итоге, при минимальных энергозатратах (по сравнению с использованием легирования), может быть получен холоднодеформированный арматурный прокат, обладающий достаточно высоким комплексом потребительских свойств (например, огнестойкости и огнесохранности) из рядовых марок сталей.

Ожидаемое влияние выбранной системы энергетических воздействий на формирование необходимого структурного состояния и комплекса свойств подтверждено экспериментально при получении холоднодеформированной арматуры.

Выводы

1. Рассмотрены и обоснованы принципы использования синергетических эффектов в формировании структурного состояния и комплекса свойств стальных изделий, упрочняемых холодной деформацией.
2. Исследования, проведенные при получении холоднодеформированной арматуры класса прочности В500, подтверждают целесообразность использования предлагаемых типов и последовательности воздействий, обеспечивающих необходимые синергетические эффекты в процессах формирования конечного структурного состояния и комплекса свойств изделий.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ОГНЕСОХРАННОСТИ АРМАТУРЫ КЛАССА ПРОЧНОСТИ 500 МПа РАЗЛИЧНЫХ ПРОИЗВОДСТВ

COMPARATIVE ANALYSIS OF REINFORCEMENT BARS FIRE DURABILITY STRENGTH CLASS 500 MPa VARIOUS PRODUCTIONS

*Ивченко А.В.**, *Гуль Ю.П.**, *Теслюк Н.О.***, *Гунькин И.А.***,
*Якушев А.С.****, *Коваленко В.Ф.****

*Национальная металлургическая академия Украины, факультет материаловедения и обработки металлов, кафедра термической обработки металлов, **ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог», ***ПАО «ДнепрOMETIZ».

Abstract

The mechanical properties of samples was studied. Samples were heated and then cooled (simulation of thermal effect in fire conditions). Comparative analysis of 500 MPa fire rated valves was performed. Tests have been made for valves manufactured using different curing techniques (TMT and cold deformation). It was found that a change in the strength properties of cold deformation and TMT reinforcement bars class 500 MPa after heating in a fire to a temperature of 500-550 °C have the same character.

Введение

В настоящее время, в связи с участившимися аварийными и чрезвычайными ситуациями (взрывы из-за утечки газа, террористические акты и др.), которые зачастую сопровождаются пожарами, проявляется особый интерес к изучению огнестойкости и огнесохранности железобетонных зданий и сооружений. При этом, хотя имеется ряд нормативных документов (НД), касающихся их расчета и возведения с учетом огнестойкости и огнесохранности [1÷3], приходится констатировать, что существуют противоречивые сведения относительно изменения прочностных свойств стальной арматуры после ее нагрева, которые могут происходить в результате пожара [2, 4]. Это обусловлено отсутствием достоверной информации по воздействию нагревов на изменение свойств арматуры, которая изготавливается по различным технологиям.

1. Постановка задачи

Арматура класса прочности 500 МПа диаметром до 18 мм является самым массовым видом металлопродукции применяемой в мировой практике строительства. Ее изготовление осуществляется в условиях металлургического (горячая прокатка) и метизного (холодная деформация) переделов. В условиях металлургического передела производят арматуру класса А500С, используя технологии ее охлаждения после горячей

деформации на воздухе из низколегированной стали или водой – термомеханическое упрочнение (ТМУ) из низкоуглеродистой стали. В условиях метизного передела производят арматуру класса В500С, используя технологию холодной деформации (ХД) вытяжкой заготовки с последующей циклической деформацией. Для арматуры, получаемой по всем указанным технологиям, используется сталь с содержанием углерода до 0,24%. Использование низколегированной стали увеличивает стоимость продукции, что ведет к сокращению производства горячекатаной арматуры из такой стали. Основными способами производства конкурентоспособной продукции являются технологии ТМУ и ХД. Изучению поведения арматуры различных производств при нагреве (в условиях пожара) посвящено несколько публикаций [4, 6, 7], в которых приводятся неоднозначные закономерности влияния нагрева на изменение прочностных свойств. Так в работе [4] сделан вывод, том, что ТМУ арматура имеет более стабильные свойства вплоть до температур нагрева 500°С, а упрочненная ХД арматура показала непрерывное снижение свойств выше 250°С, что противоречит имеющимся данным [5, 6]. В НД [2] для арматуры классов А500С и В500С приводятся различные коэффициенты для расчета конструкций на огнестойкость и огнесохранность и регламентируются различные допустимые температуры нагрева конструкций в условиях пожара. Создавшаяся ситуация затрудняет обоснованное использование холоднодеформированной арматуры в железобетонных конструкциях и требует дальнейших исследований.

2. Цель работы

Путем исследования прочностных свойств образцов продукции, подвергнутых нагреву и последующему охлаждению (тепловое воздействие в условиях пожара) провести сравнительный анализ огнесохранности арматуры класса 500МПа, произведенной по упрочняющим технологиям ТМУ и ХД.

2. Материал и методика

Для проведения исследования отобрали образцы арматуры \varnothing 8,0 мм класса А400С и А500С в потоке металлургического передела (на ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог») и арматуры \varnothing 8,0 мм класса В500С в потоке метизного передела (на ПАО «Днепрометиз»). Химический состав продукции см. в таблице.

Таблица 1.

Химический состав арматуры (массовая доля элементов, %)

Марка стали, способ упрочнения	C	Mn	Si	S	P	Cr
20Г2СХ, легирование (1)	0,22	1,44	0,26	0,022	0,031	0,56
Ст3пс, ТМУ (2)	0,18	0,60	0,07	0,028	0,028	–
Ст3пс, ХД (3)	0,20	0,56	0,08	0,023	0,026	–

Тепловое воздействие в условиях пожара имитировали путем нагрева этих образцов в печи до температур 200, 300, 400, 450, 500, 550, 600, 700 и 800°С и выдержке в течение 1 часа. Для сравнительных испытаний использовали образцы арматуры в исходном состоянии, которые не были подвергнуты повторному нагреву, условно принимая их нагрев до температуры 20°С. Испытания образцов арматуры на растяжение проводили согласно НД при комнатной температуре с записью диаграмм деформации и разрушения. Характер изменения прочностных свойств арматуры ($\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, σ_B – временное сопротивление) от воздействия нагрева до различных температур оценивали по параметру отношения значения каждой характеристики после нагрева до конкретной температуры и охлаждения к значению той же характеристики, определяемой при комнатной температуре без предварительного нагрева ($\sigma_{0,2}^t / \sigma_{0,2}^{20}$, $\sigma_B^t / \sigma_B^{20}$).

3. Результаты и их обсуждение

Результаты исследований приведены на рис. 1 и 2.

Из представленных на рис. 1 и 2 данных следует, что горячекатаная арматура, у которой упрочнение достигается за счет легирования стали, после нагрева в исследованном интервале температур сохраняет первоначальный уровень прочностных свойств (А400С). Арматура, упрочненная ТМУ и ХД на класс 500 МПа сохраняет первоначальный уровень прочности только до температур предварительного нагрева порядка 500-550°С, что является приемлемым в свете требований НД [2]. В последнем предусматривается, что для железобетонных конструкций в качестве защитной изоляции арматуры выступает слой бетона, толщина которого должна быть такой, чтобы во время пожара арматура не нагревалась выше 500°С. Из рис. 1 и 2 также очевидно, что изменение прочностных свойств ХД арматуры и ТМУ арматуры класса прочности 500 МПа после нагрева в условиях пожара до температуры 500÷550°С имеют одинаковый характер.

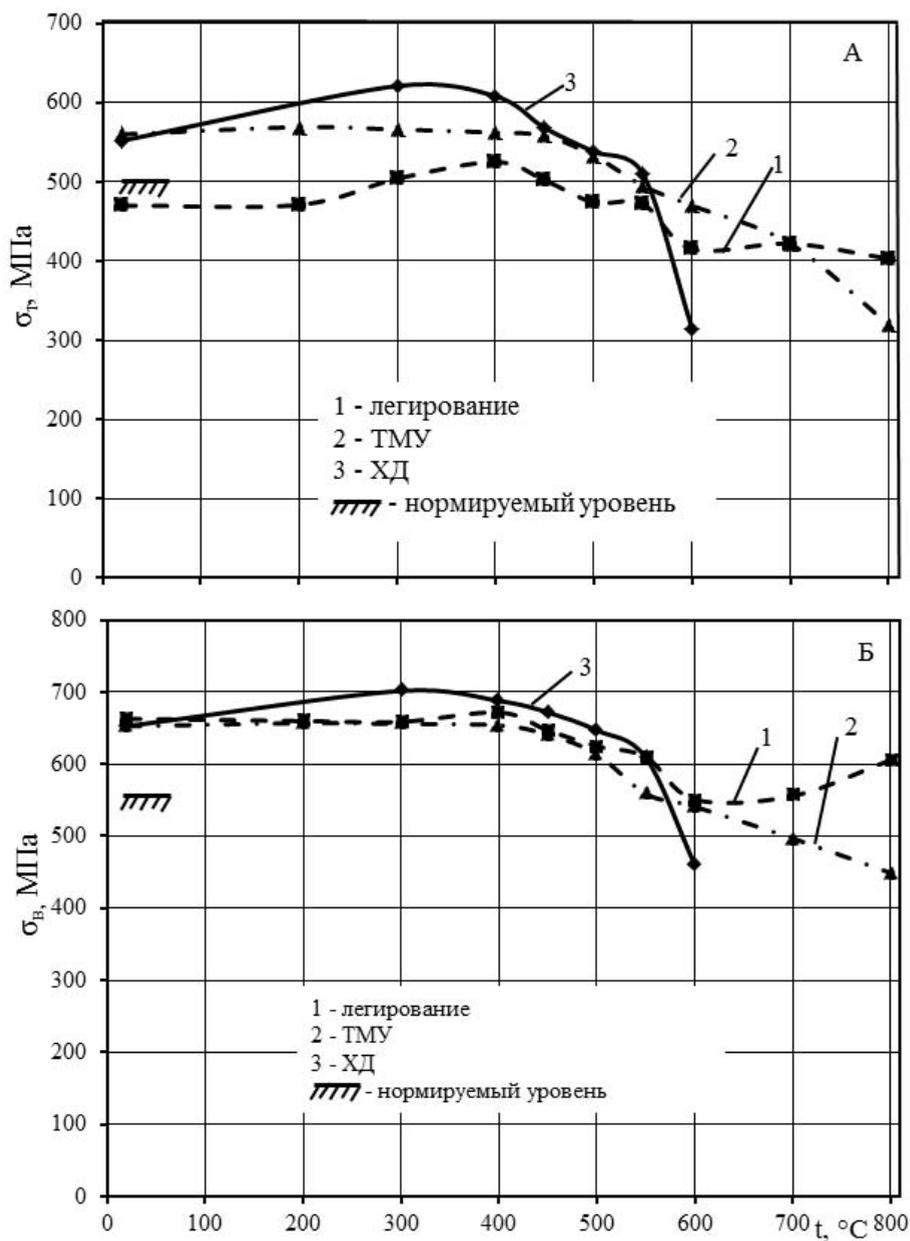


Рис. 1. Изменение предела текучести (а) и временного сопротивления (б) арматуры, упрочняемой ТМУ и ХД в зависимости от температурного воздействия

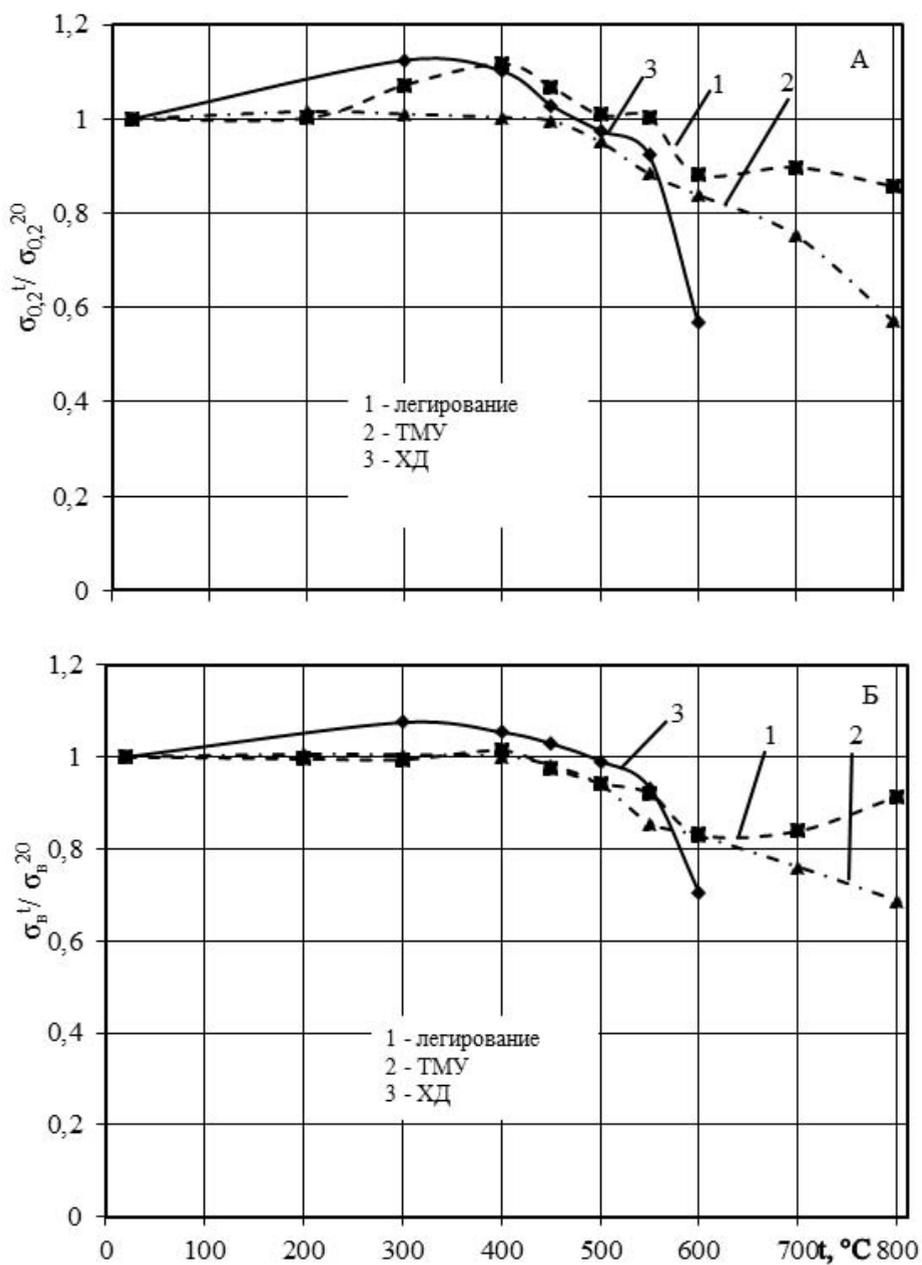


Рис. 2. Изменение соотношений предела текучести (а) и временного сопротивления (б) арматуры, упрочняемой ТМУ и ХД в зависимости от температурного воздействия

Выводы

1. На примере арматурного проката класса прочности 500 МПа, получаемого путем холодной деформации и термомеханического упрочнения, проведен сравнительный анализ его огнесохранности.
2. Установлено, что кратковременный нагрев холоднодеформированной арматуры класса В500С из стали марки СтЗпс до температуры 500°С не приводит к потери исходных прочностных свойств.
3. Показано, что изменение прочностных свойств ХД арматуры и ТМУ арматуры класса прочности 500 МПа после нагрева в условиях пожара до температуры 500÷550°С имеют одинаковый характер.

Литература

1. EN 1992-1-2:2004. Eurocode 2: Design of concrete structures. Part 1-2: General rules – Structural fire design, Brussels, 2004.
2. СТО 36554501-006-2006. Правила по обеспечению огнестойкости и огнесохранности железобетонных конструкций. М.:ФГУП "НИЦ "Строительство", 2006.
3. ДСТУ-Н Б EN 1992-1-2:2012. Єврокод 2. Проектування залізобетонних конструкцій. Частина 1-2. Загальні положення. Розрахунок конструкцій на вогнестійкість (EN 1992-1-2:2004, IDT), Київ, Міністерство України, 2012.
4. Nikolaou J., Papadimitriou G.D.: Microstructures and mechanical properties after heating of reinforcing 500 MPa class weldable steels produced by various processes (Tempcore, microalloyed with vanadium and work-hardened). Construction and Building Materials, 2004, T. 18., № 4, p. 243÷254.
5. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е.: Деформационное старение стали. М.: Металлургия, 1972.
6. Ивченко А.В., Гуль Ю.П., Панков Р.В., Кондратенко П.В.: Огнесохранность холоднодеформированного арматурного проката класса В500С. Бетон и железобетон в Украине, 2015, № 5, с. 24÷29.
7. Кузнецова И.С., Суриков И.Н., Востров М.С., Саврасов И.П.: Исследование физико-механических свойств арматуры современного производства при высокотемпературном нагреве и охлаждении. Промышленное и гражданское строительство, 2012, № 12, с. 18÷23.

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОЛОСЫ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

THE INFLUENCE OF POST-WELD HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF LASER WELDED JOINTS IN LOW CARBON STEEL BAND

Лазарева А.И. *, Концева Н.В. *, Никитенко О.А. **

****ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», Институт металлургии, машиностроения и материалообработки, кафедра технологий металлургии и литейных процессов, **ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», Институт металлургии, машиностроения и материалообработки, кафедра технологий обработки материалов***

Abstract

In the rolling shop of OJSC "MMK" the coils from steel grade 10nc are consolidated by laser welding method. The influence of post-weld heat treatment on microstructure and microhardness of the welded joints at the integration of cold rolled products are investigated. The results of the metallographic analysis of welded zone in the rolled low-carbon steel are shown.

Введение

На одном из ведущих предприятий металлургической отрасли России ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» в листопрокатном цехе № 11 в 2012 г. была запущена вторая очередь, включающая агрегат непрерывного отжига, совмещенный с агрегатом непрерывного горячего цинкования (АНО/ГЦ), агрегат непрерывного горячего цинкования холоднокатаных полос (АНГЦ) и линию инспекции (АИ). В головных частях всех линий применяется укрупнение рулонов методом лазерной сварки на сварочных машинах лазерного типа HSL 19 фирмы Miebach [1].

Если сваренную полосу с некачественным сварным соединением отправить в линию агрегата, может произойти обрыв в зоне сварного шва и полная остановка линии до тех пор, пока полоса не будет извлечена [2]. В связи с этим, необходима такая технология лазерной сварки, которая обеспечивала бы в достаточно широком диапазоне режимов гарантированно стабильное качество сварного соединения. При этом на свойства сварных соединений большое влияние оказывает операция окончательного нагрева, которая проводится сразу после завершения процесса сварки для снижения скорости охлаждения сварного соединения и уменьшения остаточных напряжений в зоне термического влияния (ЗТВ).

Целью данной работы явилось исследование кристаллических зон и распределения микротвердости в сварных соединениях, полученных при различных мощностях окончательного нагрева при лазерной сварке полос из низкоуглеродистой марки стали 10пс в условиях агрегатов второй очереди ЛПЦ-11 ОАО «ММК».

1. Материал и методика исследования

Работа выполнялась в условиях НИИ Наносталей ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова» на образцах сварных соединений полос из стали марки 10пс толщиной 0,45 мм, прошедших обработку на стыкосварочной машине лазерного типа. Параметры режимов лазерной сварки указаны в таблице 1.

Таблица 1.

Параметры режимов лазерной сварки стали марки 10пс

Марка	Толщина полосы, мм	Скорость сварки, м/мин	Мощность лазера, кВт	Заглубление фокальной плоскости, мм	Нагрев, кВт	
					предварительный	окончательный
10пс	0,45	6,6	2,5	6	0	0
	0,45	6	2,1	6	0	4
	0,45	6	2,1	6	0	4,5
	0,45	6	2,3	6	0	5,5

Комплекс металлографических исследований был выполнен с использованием светового микроскопа Meiji Techno при увеличении от 50 до 1000 крат с помощью программного обеспечения «Thixomet PRO», благодаря которому были построены панорамные изображения, позволяющие увидеть всю площадь сварного соединения в целом.

Испытания микротвердости лазерных сварных соединений проводили на твердомере Buehler Micromet методом вдавливания алмазной пирамиды в соответствии с ГОСТ 9450-76. Микротвердость измерялась в поперечном сечении нетравленных шлифов в направлении от оси сварного шва к основному металлу в трех зонах по толщине листа: на периферии вблизи каждой из поверхности листа со стороны широкой части шва (ряд 1) и со стороны узкой части шва (ряд 3), а также по центральной линии сечения (ряд 2), как показано на рис. 1.

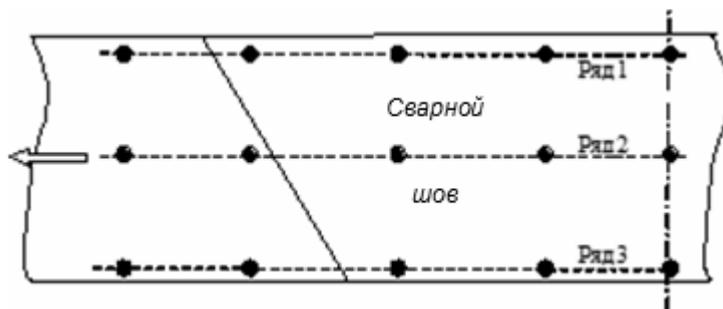


Рис. 1. Схема расположения точек измерения микротвердости

2. Результаты и их обсуждение

Металлографическим анализом в лазерном сварном соединении из низкоуглеродистой стали выявляются шесть характерных структурных зон: зона 1 – зона кристаллизации сварного шва, зона 2 – зона перегрева, зона 3 – зона перекристаллизации, зона 4 – зона неполной перекристаллизации, зона 5 – зона рекристаллизации и зона 6 – зона основного металла [1, 2]. После проведения окончательного нагрева наблюдаются те же особенности кристаллического строения сварного соединения (рис. 2).

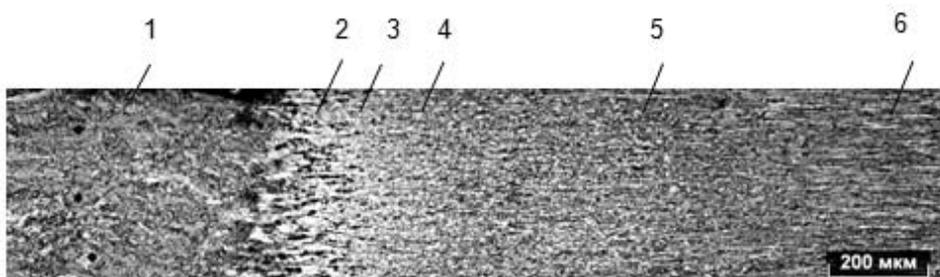


Рис. 2. Кристаллические зоны в структуре поперечного сечения сварного соединения, полученного лазерной сваркой полосы из стали марки 10пс с окончательным нагревом

Комплекс металлографических исследований показал, что изменение микротвердости по мере удаления от оси сварного шва соответствует расположению структурных зон и их протяженности, которая оказалась неодинаковой при различных мощностях окончательного нагрева лазера (рис. 3).

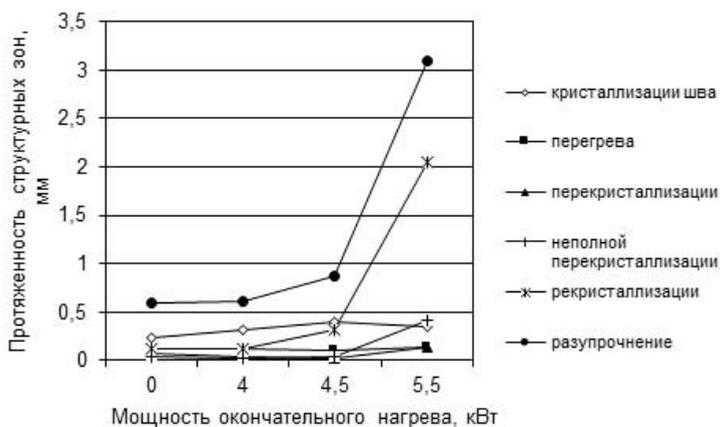


Рис. 3. Влияние мощности окончательного нагрева на протяженность структурных зон сварного соединения

При увеличении мощности окончательного нагрева наибольшее изменение претерпевает зона рекристаллизации, от которой в первую очередь зависит величина зоны разупрочнения сварного соединения. При этом протяженность зоны разупрочнения увеличивается от 0,6 до 3,1 мм. Это ухудшает качество сварного соединения, о чем свидетельствует появление трещины в зоне разупрочнения при специальных испытаниях на выдавливание сферической лунки в сварном шве и околошовной зоне.

Заключение

При увеличении мощности окончательного нагрева происходит увеличение длины зон рекристаллизации и разупрочнения, которые наиболее резко изменяются при мощности окончательного нагрева свыше 4,5 кВт, что ухудшает качество сварного соединения.

Работа проведена при финансовой поддержке Минобразования России в рамках реализации государственного задания (Согл. № 17.1.18.2412.01 от 09.01.2017 г., д.с. № 1 от 25.01.2017 г.).

Литература

1. Голубчик Э.М., Копцева Н.В., Мешкова А.И., Ефимова Ю.Ю.: Влияние отжига на формирование микроструктуры и свойств сварных соединений, полученных при лазерной сварке полос из низкоуглеродистых сталей. Вестник МГТУ им. Г.И. Носова, 2013, № 2 (42), с. 56÷59.
2. Голубчик Э.М., Копцева Н.В., Мешкова А.И., Ефимова Ю.Ю., Никитенко О.А.: Исследование режимов лазерной сварки на формирование микроструктуры и свойств сварного соединения листовой стали 08пс и 10пс в условиях комплекса холодной прокатки ОАО «ММК». Прокатное производство, 2013, № 7, с. 13÷17.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПЛАЗМЕННО- -МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МАРГАНЦОВИСТЫХ СТАЛЕЙ

IMPROVING THE EFFICIENCY OF PLASMA-MACHINING MANGANESE STEEL

*Осенний В.Я. *, Макеев С.Ю. *, Осенняя Н.В. **, Холявик О.В. ****

*ИГТМ НАН Украины, Отдел проблем разработки горных пород на больших глубинах, **ИГТМ НАН Украины, Отдел механики эластомерных конструкций горных машин, ***НТУ Украины «КПИ им. И.Сикорского», Механико-машиностроительный институт, Кафедра механики пластичности материалов и ресурсосберегающих процессов

Abstract

The work is devoted to experimental researches influence of low-temperature plasma on the surface layer armored cones crusher bowl in plasma-mechanical treatment. It is established that for efficiency increase of processing cones crushers it is necessary imposing on the plasma arc transverse alternating magnetic field, which will lead to uniform distribution of heat flux along the line of cut.

Введение

В горнорудной промышленности на обогатительных фабриках применяются конусные дробилки. Часть элементов конструкции изделия в процессе ее эксплуатации работает в экстремальных условиях при высоких давлениях. К ним, в частности, относятся неподвижная и подвижная части брони конусов дробильных чаш. Только в странах бывшего СНГ объем ежегодного перерабатываемого материала превышал 1 млрд. тонн. Дробилки КСД (среднего дробления) могут принимать куски крепких железистых кварцитов крупностью до 500 мм и обеспечивать среднюю крупность дробления продукта от 15 до 80 мм. Обычно их используют в открытом цикле и применяют для получения готового продукта требуемой крупности для питания последующих дробилок КМД (мелкого дробления). Дробилки КМД могут принимать куски материала крупностью до 180 мм и обеспечивать среднюю крупность дробленого продукта от 5 до 25 мм.

Конуса дробильной чаши отливаются из марганцовистых износостойчивых сталей 110Г13Л (сталь Гадфильда). Любое отклонение от технологии их изготовления может привести к образованию трещин.

1. Постановка задачи

Целью данных исследований является поиск новых методов и подходов к повышению износостойкости и ресурса работы конусов дробилок при дроблении крепких железистых кварцитов.

2. Состояние вопроса

Аустенитный состав металла заготовок конусов из стали 110Г13Л и ее аналогов обладает высоким сопротивлением пластическому деформированию при дроблении крепких железистых кварцитов. При высоком содержании марганца (табл. 1) стали такого класса под действием сил резания приобретают склонность к наклепу, вследствие чего резко возрастает прочность поверхностного слоя, аустенит частично переходит в мартенсит. Увеличение прочности уменьшает скорость резания и увеличивает истираемость режущей кромки резца, при этом происходит интенсивный износ твердого сплава, и как результат, поломка резца. Механическая обработка заготовок конусов из стали 110Г13Л и ее разновидностей связана поэтому со значительными трудностями. Такие материалы при дроблении крепких руд в конусных дробилках под действием высокого давления, импульсного нагружения, теплового воздействия могут изменять структуру, что приведет к ухудшению их физико-механических свойств, потере пластичности и прочности.

Таблица 1.

Химический состав стали 110Г13Л

Наимен. образца	Содержание элементов, %										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Ti
стенка передняя	1,01	0,44	12,99	0,056	0,044	0,26	0,19	0,14	0,09	0,007	0,022

Для интенсификации процесса резания таких сталей технологи машиностроительных заводов вводят искусственный нагрев срезаемого слоя заготовки с помощью плазмотронов прямого действия, которые предназначены для резки металлов (типа ПВР-402УХЛ4) с максимальным током дуги до 500 А. Плазменные установки АПР-404 хорошо себя зарекомендовали и устойчиво работают на многих машиностроительных заводах.

Плазменно-механическая обработка (ПМО) представляет собой комбинированный процесс, повышающий эффективность резания при изготовлении труднообрабатываемых материалов с совместным использованием механической энергии и энергии низкотемпературной плазмы. Процесс ПМО включает в себя нагрев поверхностных слоев брони до температур, близких к температуре плавления основного металла и последующее удаление режущим инструментом этого слоя. В то же время при внедрении ПМО в производство не были решены целый комплекс задач, связанных с изучением особенностей теплообмена между плазменной дугой и поверхностью марганцовистых сталей.

При обработке заготовок броней конусов дробилок с гетерогенной структурой расчет температур резания, в котором не учитываются истинные значения теплофизических характеристик обрабатываемых материалов, приводит к большим расхождениям с экспериментальными данными.

В зоне резания действуют четыре источника тепла: а) теплота вносимая плазменной дугой в зоне привязки; б) теплота деформирования в зоне стружкообразования; в) теплота трения на поверхности соприкосновения задней грани режущего клина с поверхностью резания; г) теплота на контактной площадке передней поверхности резца. В отличие от конвективно-конструктивного механизма переноса тепла, имеющего место при теплообмене плазменной струи с заготовкой, в нашем случае необходимо учитывать все явления, происходящие в области анодного пятна дуги и по линии резания.

Таким образом, создание новых подходов и методов, позволяющих гарантированно прогнозировать обрабатываемость высокомарганцовистых износостойчивых сталей с учетом значения теплофизических характеристик обрабатываемых материалов, является актуальной задачей современного машиностроения.

3. Экспериментальная часть

Проведенные исследования процесса стружкообразования и устойчивости режущей кромки резцов при черновой обработке конусов дробилок из высокомарганцовистых износостойчивых сталей потребовали более глубокого изучения структуры термонапряженных участков броней.

Прямая дуга налагает достаточно жесткие ограничения на характер тепловых потоков и плотностей в зоне нагрева при заданных режимах обработки заготовок. Сложность технологического процесса ПМО броней оказалась в том, что конусная заготовка, являясь анодом дуги, вращается. Отцентрировать ее в планшайбе карусельного станка сложно, поэтому расстояние между заготовкой и соплом плазмотрона непостоянно при обдирочных работах, что вызывает различные токовые нагрузки на аноде. Жесткая привязка дуги прямого действия обеспечивает не только нагревание срезаемого слоя, но и прогрев основного металла заготовки в центре дугового пятна рис. 1. На стружке четко видны прожигаемые плазмой отверстия. Пережоги и изменения структуры и свойств обрабатываемых материалов отмечены авторами статьи [1] в различных изделиях. Этот факт иллюстрирует то обстоятельство, что макроскопические процессы теплопроводности на микроуровне сопровождаются разнообразными изменениями структуры и микроструктуры обрабатываемых броней конусов по линии режущей кромки неравномерно. Твердый сплав режущего инструмента испытывает неравномерные термодинамические нагрузки в центре и по периферии режущей кромки. Нагревание поверхности корпусных заготовок дугой

прямого действия влечет за собой ряд положительных и отрицательных явлений: 1) снижение прочности обрабатываемой марганцовистой стали в зоне предразрушения, перед резцом; 2) возникновение системы структурных превращений и термических напряжений в поверхностном слое; 3) расплавление металла в центре опорного пятна; 4) изменение параметров трения на поверхности контакта и режущей кромки резца [2].

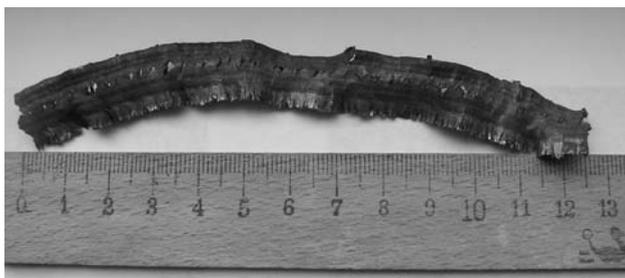


Рис. 1. Стружка, снимаемая резцом при работе карусельного станка

Микроструктура основного металла конусов дробильной чаши при металлографических исследованиях по сечению доставленной пробы показана на рис. 2 и состоит из аустенита. Особенность высокомарганцовистой стали является чрезвычайно высокая способность к уплотнению (наклепу) при холодной деформации в местах, контактирующих с различным фракционным составом горной массы. Упрочнение броней имеет сложный характер. В процессе холодной пластической деформации стали при больших удельных давлениях специалисты объясняют двумя основными факторами:

1) возникновением высокой общей плотности дислокаций, большого числа дефектов упаковки и механических двойников, что приводит к изменению тонкой кристаллической структуры (дроблению зерен на блоки и разориентации этих блоков в пределах зерна);

2) образованием в плоскостях сдвига вторичных фаз (мартенсита деформации и карбидов), которые являются эффективными барьерами, затрудняющими пластические течения металла [3].

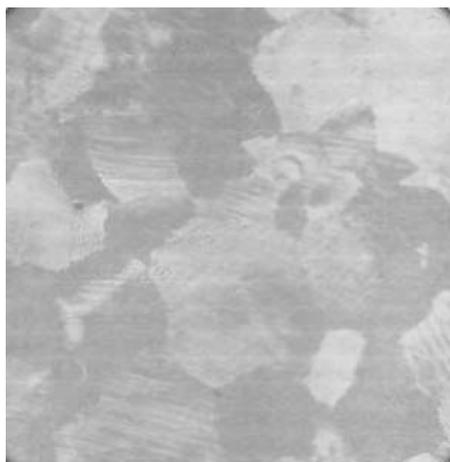


Рис. 2. Структура металла конусной заготовки – марганцовистый аустенит, $\times 100$

Нагревание стали основной заготовки до температуры $\geq 260^{\circ}\text{C}$ способствует выпадению карбидов, ухудшающих ее пластичность, восприимчивость к наклепу и, как следствие, снижающих износостойкость [4]. Механики, обслуживающие конусные дробилки при многолетнем опыте эксплуатации конусов приходят к такому мнению, что износ происходит не по всей поверхности изделия, а локально в каких-либо определенных местах. Поверхностный слой конусов дробильной чаши формируется ПМО и играет исключительно важную роль в процессе эксплуатации дробилок. При наличии концентраторов напряжений и микродефектов в процессе деформирования могут появиться микротрещины. Микроисследованием установлено, что вдоль оплавленной поверхности пробы после ПМО выявлен ряд микротрещин, распространяющихся в основной металл на глубину $1,5\div 2,0$ мм, рис. 3. Обработка резанием литой высокомарганцовистой стали осложняется также при наличии в подкорковых слоях заготовок газовых и песчаных раковин. На рис. 4 показан характер металла образца с грубыми раковинами и экзогенными неметаллическими включениями, грубая карбидная эвтектика с проникновением микротрещинами в основной металл. Прогрессирующее уменьшение ударной вязкости в процессе эксплуатации дробилок объясняется также ослаблением межзерновых связей аустенита из-за сегрегации соединений фосфора и железомарганцевых оксидов [5]. Хрупкость стали с появлением трещин, особенно в холодные времена года, может быть обусловлена присутствием в ней в заметных количествах остаточных (после термической обработки или ПМО заготовок) карбидов. Ликвидация трещин в заготовках марганцовистых сталей процесс дорогой

и весьма сложный. Неудовлетворительная свариваемость стали 110Г13Л, усугубляемая ростом тепловложения, описана авторами работ [6, 7].

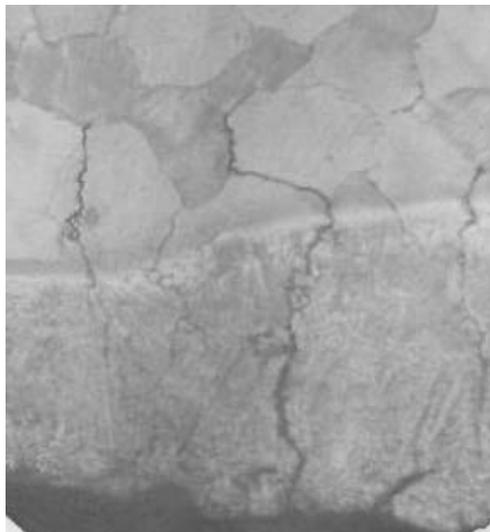


Рис. 3. Тонкие трещины от поверхности оплавленного металла на образце после травления, $\times 100$

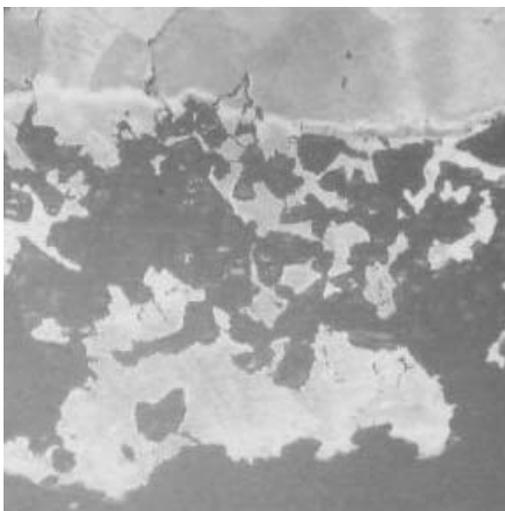


Рис. 4. Структура поверхности и литейных дефектов у поверхности заготовки, $\times 75$

4. Результаты и их обсуждение

Экспериментальные данные, по определению суммарного теплового потока к плоскости водоохлаждаемого анода позволили произвести оценку

различных механизмов передачи энергии от плазменной дуги к аноду. Энергия, подводимая к поверхности конусной заготовки в области анодного пятна складывается из полевой, диффузионной и термодиффузионной компонент электрического тока. Локальные значения температуры и концентрации электронов прианодной плазмы изучались методом абсолютной интенсивности спектральной линии и методом абсолютной интенсивности континуума.

По результатам исследований для пары сталь 110Г13Л–резец с пластиной ВК8 при МПО на токарно-карусельном станке модели 1540 величина удельного энерговклада в срезанный слой равнялась 350 кДж/кг. Это соответствует среднemasсовой температуре слоя 550°C. Результаты исследований поведения дуги в магнитном поле и теплопередачи в материал заготовки (анод) позволили создать методику проведения экспериментов и установку для равномерного прогрева по ширине срезаемого слоя.

В технологическом процессе ПМО с использованием электродугового плазмотрона прямого действия, необходимо его модернизировать с целью обеспечения автоколебаний дуги путем нарезки на внутренней поверхности сопла специальных канавок, либо наложения на начальный участок плазменного потока поперечного магнитного поля [8, 9], либо создания специальных плазмотронов косвенного действия [1]. Экспериментально установлено, что движущееся в магнитном поле пятно асимметрично относительно максимума распределения и вытянуто в направлении движения. Впереди движущегося пятна скорость роста тока выше, чем в его следе. Это указывает на наличие теплового следа в движущейся дуге и протекание через него тока.

Выводы

Установлено, что при предельных отклонениях дуги, т.е. на границе устойчивого состояния дугового разряда, диффузная привязка прианодной области меняется на контрагированную. Возникновение контракции прианодной области сопровождалось появлением шума и треска, на аноде оставались следы от оплавления материала. Из этого можно сделать вывод о том, что характер привязки дуги зависит не только от тока дуги, рода плазмообразующего газа и его давления, но и от направления потока прианодной плазмы относительно поверхности анода.

Наложение на плазменную дугу поперечного переменного магнитного поля приводит к отклонению движения дуги и позволяет более равномерно нагревать зону предразрушения перед резцом. Угол отклонения плазменной дуги определяется параметрами режима работы ЭДП и управляющей магнитной системой. Пространственная ориентация плоскости, в которой наблюдается отклонение дуги зависит от направления магнитного потока и закрутки плазмообразующего газа.

Литература

1. Дзюба В.П., Корсунов К.А., Гаврыш В.С., Ашихмина Е.А. : Применение плазмотронов косвенного действия для плазменно-механической обработки материалов. Наука, техника, технология, Киев: УИЦ, 2005, с. 52÷54.
2. Резников Н.А., Шатерин М.А., Кунин В.С., Резников Л.А.: Обработка металлов резанием с плазменным нагревом. М.: Машиностроение, 1986.
3. Житнов С.В., Давыдов Н.Г., Братчиков С.Г.: Высокомарганцовистые стали. М.: Металлургия, 1995.
4. Кондратюк С.Е., Касаткин О.Г.: Разрушение литой марганцовистой стали. Киев: Наук. думка, 1987.
5. Давыдов Н.Г., Ситников В.В.: Свойство, производство и применение высокомарганцовистой стали. М.: Машиностроение, 1996.
6. Орлов Л.Н., Гулякевич А.А., Новикова Д.П., Пелешко В.Н., Симоненко В.В.: Порошковые проволоки для сварки и заварки дефектов литья стали 110Г13Л. Автоматическая сварка, 2004, № 1, с. 57÷59.
7. Кучук-Яценко С.Н., Швец В.И., Гордань Г.Н., Швец Ю.В., Горонков Н.Д.: Особенности формирования структуры соединений рельсовой стали М76 со сталью 110Г13Л, выполненных контактно стыковой сваркой оплавлением. Автоматическая сварка, 2006, № 1, с. 3÷9.
8. Bulat A., Bulaniy P., Osenniy V.: Control of the Heat Flux Distribution at the Anode of a Transferred Arc Argon Stabilized and Flowing in Air. Progress in Plasma Processing of Material. Eds P. Fauchais, Begell House. N.Y. Wallingford, 2003, p. 211÷218.
9. Булат А.Ф., Осенний В.Я., Буланый П.Ф.: Экспериментальное исследование участка дуги вблизи анода в поперечном переменном магнитном поле. Геотехническая механика: Межвед. сб. науч. Трудов, Ин-т геотехнической механики им. Н.С. Полякова НАН Украины, Днепропетровск 2007, Вып. 68, с. 15÷23.

ZASTOSOWANIE METODY BALTEST-M DO OCENY JAKOŚCI STRUKTURY WARSTW WIERZCHNICH WYTWORZONYCH NA TYTANIE TECHNICZNYM Ti99.2

APPLICATION OF BALTEST-M METHOD FOR QUALITY ASSESSMENT OF SURFACE LAYERS STRUCTURE PRODUCED AT TECHNICAL TITANIUM 99.2

*Pilarska M. *, Ryszko K. **, Frączek T. **

Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, *Instytut Inżynierii Materiałowej, **Katedra Zarządzania Produkcją i Logistyki

Abstract

The paper presents results of research on evaluation of the quality of nitrided layers on titanium. Adhesion and cohesion of the layers was analyzed by new research technique Baltest-M.

Wstęp

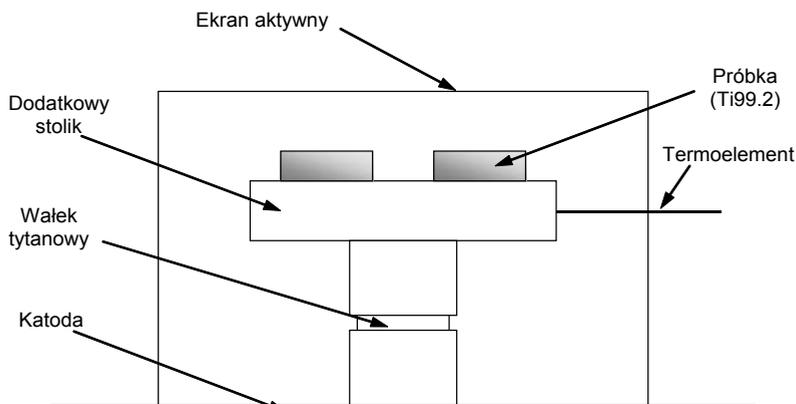
Tytan i jego stopy stanowią wyjątkowy materiał konstrukcyjny, przewyższający pod wieloma względami dotychczas stosowane materiały konstrukcyjne [1]. Połączenie niskiej gęstości, dobrej odporności korozyjnej, z dobrą plastycznością i właściwościami mechanicznymi decyduje o zastosowaniu stopów tytanu w wielu gałęziach przemysłu, tj. lotnictwo, motoryzacja, energetyka, okrętownictwo, architektura a także sprzęt sportowy [2, 3]. Oprócz zastosowań technicznych, ze względu na całkowitą neutralność w organizmie człowieka, tytan i jego stopy coraz częściej wykorzystywane są w medycynie oraz do produkcji biżuterii [1]. Do popularnych metod obróbki powierzchniowej tytanu i jego stopów zalicza się przede wszystkim: utlenianie, azotowanie, borowanie, nawęglanie, metody PVD i CVD oraz techniki laserowe i implantacji jonów [4]. Azotowanie tytanu i jego stopów realizowane może być tradycyjną metodą gazową, drogą przetapiania laserowego w atmosferze azotu, implantacji jonów lub też z wykorzystaniem technik jarzeniowych [5]. Czynnikiem limitującym grubość warstw uzyskanych w procesie azotowania jest niski współczynnik dyfuzji azotu w tytanie [3]. Dlatego też procesy te prowadzi się najczęściej w zakresie temperatur 700÷1150°C. W procesach jarzeniowych aktywacja środowiska gazowego poprzez emisję elektronów z katody oraz efekt rozpylania katodowego w spadku potencjału w obszarze przykatodowym powodują, że możliwe jest wytwarzanie warstw w znacznie niższej temperaturze również na metalach ulegających autopasywacji, tj. tytanie czy stali nierdzewnej. Efekt rozpylania katodowego, mający miejsce podczas procesów azotowania jarzeniowego utrudnia obróbkę detali o skomplikowanych kształtach, np.

drobnozwojnych gwintów czy też detali o ostrych krawędziach. W miejscach tych dochodzi do intensywniejszego przebiegu zjawiska rozpylania, w wyniku czego otrzymuje się warstwy o innej topografii powierzchni, a czasami nawet grubości warstwy. Efekt ten nazywany efektem krawędziowym można wprowadzić ograniczyć przez odpowiedni dobór parametrów technologicznych, jednak w przypadku niektórych detali jest to niewystarczające [6].

Niniejsze opracowanie dotyczy oceny jakości struktury warstw wierzchnich uzyskiwanych na wytypowanym do badań tytanie technicznym Ti99.2, poddanym procesowi azotowania jonowego.

1. Materiał i metodyka badań

Procesy azotowania jonowego jednofazowego tytanu technicznego Ti99.2 przeprowadzono w urządzeniu do obróbek jarzeniowych z chłodzoną wodą anodą zasilaną przez impulsowy zasilacz elektryczny Dora Power System. Zastosowano następujące parametry azotowania w plazmie azotowo-wodorowej: temperatura 700°C i 800°C, czas 5 h, ciśnienie 150 Pa. Schemat przyjętego wariantu azotowania jonowego z wykorzystaniem ekranu aktywnego przedstawiono na rys. 1.



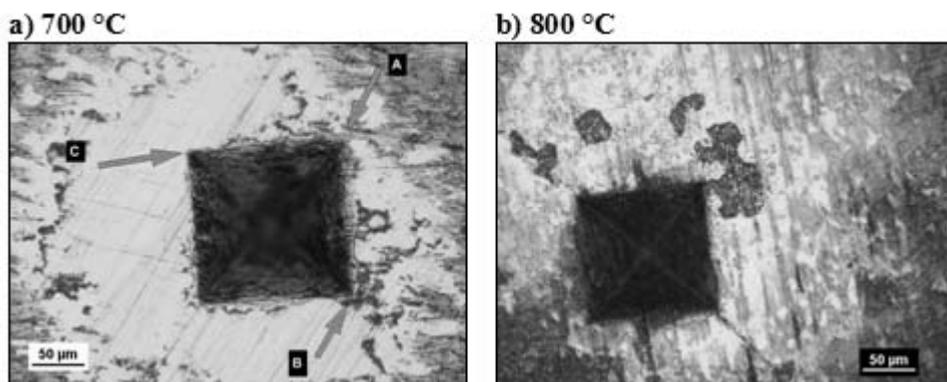
Rys. 1. Schemat ułożenia próbki na katodzie

W celu określenia jakości struktury warstw wierzchnich poddanych silnemu, lokalnemu odkształceniu sprężysto-plastycznemu, zastosowano innowacyjną metodę badawczą Baltest-M. Metoda ta została opracowana w Instytucie Mechaniki Precyzyjnej w Warszawie. Idea metody Baltest-M stanowi połączenie standardowych, dostępnych technik badawczych: pomiaru twardości (HV), precyzyjnego zglądu sferycznego przy użyciu Kulotestera w obszarze odcisku pomiaru twardości, analizy i oceny ilościowej ujawnionych struktur przy pomocy

mikroskopii optycznej [7]. Zastosowano liniowy sposób zmian siły obciążającej. Pomiary realizowano dla maksymalnej siły obciążającej $F_{\max}=1$ N. Zastosowano szybkość obciążania i odciążania 2000 mN/min. Pauza przy działaniu siły maksymalnej $F_{\max}=1$ N wynosiła 15 s.

2. Wyniki i analiza badań

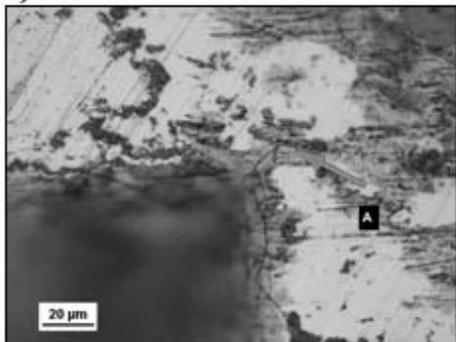
Mikrofotografie odkształcenia systemu areologicznego wgłębnikiem Vickersa przedstawiono na rysunku 2. Zakres obciążeń został tak dobrany, aby kontrolować głębokość penetracji wgłębnika i związaną z tym wielkość odkształceń.



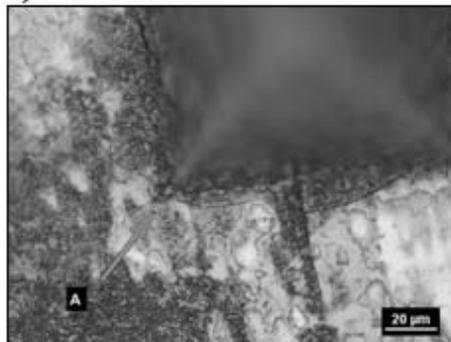
Rys. 2. Mikrofotografie odcisków po badaniu metodą Baltest-M

Powstające pęknięcia warstwy w narożach odcisku (pęknięcia promieniowe), występują w warstwach TiN, Ti_2N jak również w obszarze wtórnych wydzielań Ti_2N w roztworze $Ti\alpha(N)$. Pęknięcia promieniowe generują na swej drodze pola naprężeń, doprowadzające do utraty adhezji systemu warstw TiN/ Ti_2N na granicy wtórnych wydzielań Ti_2N . Morfologia powierzchni tej granicy ujawniona w miejscach wykruszeń świadczy o możliwości występowania wewnętrznych obszarów mikroporów odpowiedzialnych za lokalną utratę kohezji. Ujawnione w badaniu metodą Baltest-M pęknięcia promieniowe oraz miejsca utraty kohezji widoczne są na rysunku 3.

a) 700 °C



b) 800 °C



Rys. 3. Mikrofotografie nieciągłości ujawnionych w badaniu metodą Baltest-M

Podsumowanie

Zastosowanie metody Baltest-M pozwala na ocenę zachowania struktury warstw wierzchnich i podłoża w sytuacji dużego odkształcenia sprężysto-plastycznego, generowanego przy pomiarach twardości sposobem Vickersa. Ujawniona struktura materiału warstwy azotowanej na zgładzie sferycznym pozwala na precyzyjną analizę zjawisk pęknięcia i wykruszania materiałów w systemie areologicznym. Analizując obraz przebiegu pęknięcia na powierzchni zgładu sferycznego można określić kierunek pęknięcia, rozpad na szereg drobniejszych pęknięć i jego zanik. Możliwa jest precyzyjna analiza zjawisk pęknięcia w podłożu, tj. w samym podłożu, na granicy z warstwą lub powłoką, w samym materiale warstwy i powłoki. Pęknięcie może obejmować jedynie materiał warstwy, powłoki, podłoża lub rozprzestrzeniać się w całej objętości systemu. Jego przebieg może być liniowy, krynolinowy lub mieszany, pojedynczy lub propagujący na szereg drobniejszych pęknięć.

Literatura

1. Adamus J.: Tytan i jego stopy jako materiał stosowany na elementy tłoczone. *Inżynieria Materiałowa*, 2009, nr 5, s. 310÷313.
2. Frączek T.: Kształtowanie struktury i własności warstwy wierzchniej stopów tytanu w wyniku azotowania jarzeniowego. *Inżynieria Materiałowa*, 2006, nr 3, s. 387÷390.
3. Bylica A., Sieniawski J.: Tytan i jego stopy, PWN, Warszawa 1985.
4. Frączek T.: Niekonwencjonalne niskotemperaturowe azotowanie jarzeniowe materiałów metalicznych. Seria Monografie nr 13, Wyd. WIPMiFS, Częstochowa 2011.
5. Wierzchoń T.: Surface engineering of titanium alloys: new prospective application. *Materials Science Forum*, 2003, № 2563, p. 426÷432.
6. Ossowski M., Borowski T., Wierzchoń T.: Analiza struktury warstw azotowanych wytworzonych na stopie tytanu w różnych obszarach wyładowania jarzeniowego. *Inżynieria Materiałowa*, 2009, nr 5, s. 294÷297.
7. Betiuk M.: Baltest-M nowa metoda badawcza do oceny jakości struktury powierzchni powłok PVD i CVD. *Inżynieria Materiałowa*, 2012, nr 5, s. 481÷484.

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И АНТИКОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ БЕЗНИКЕЛЕВОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ОПТИМИЗАЦИЕЙ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

INCREASE THE MECHANICAL AND ANTICORROSIVE PROPERTIES OF NICKEL-FREE STAINLESS STEEL BY OPTIMIZING THE CHEMICAL COMPOSITION

Пройдак С.

Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В.Лазаряна, кафедра "Прикладная механика и материаловедение"

Abstract

Influence of complex change of the maintenance of elements C, Si and Mn on mechanical and anticorrosive properties of steel Cr13 has been studied. Recommendations for its application instead of steels type 18-10, 18-9 Cr – Ni are given.

1. Постановка проблемы

Нержавеющие стали на протяжении десятилетий остаются материалом, который широко используется в различных отраслях промышленности. Но сегодня вопросы экономного, рационального, эффективного использования природных ресурсов стоят особенно остро и заставляют искать пути максимального снижения затрат на производство таких сталей. Безникелевая сталь типа X13, оптимально легированная кремнием и марганцем, может успешно применяться взамен более дорогостоящих аустенитных нержавеющей сталей с высоким содержанием Ni. Такая сталь мартенсито-ферритного класса превосходит аустенитные хромоникелевые стали типа 18-9, 18-10 по ряду механических свойств (высокая пластичность и ударная вязкость при одновременно высоких значениях прочности), обеспечивает стабильность структуры и свойств при длительных выдержках, имеет хорошие литейные свойства. При этом сохраняется одно из наиболее важных свойств высокохромистых нержавеющей сталей - их стойкость против коррозии, ведь содержание Cr свыше 12% обеспечивает высокое сопротивление окислению, а также высокую жаростойкость и жаропрочность [1]. Кроме того, особенность стали X13 состоит в том, что при варьировании содержания углерода в небольших пределах (0,08÷0,25%) изменяется соотношение в ней структурных составляющих, в частности, количество δ -феррита. При комнатной температуре такая сталь может иметь ферритную, мартенситную

и мартенсито-ферритную структуру [2], что, безусловно, влияет на качественные характеристики, изменяет свойства.

2. Материал и методика исследований

В работе изучали влияние С (в количестве до 0,1% и 0,16÷0,20%), Si и Mn (в количестве до 0,5% и 1,5÷1,8% каждого) на формирование структуры и свойства стали типа X13 в литом состоянии и после горячей пластической деформации ковкой (со степенью деформации до 500% при температуре около 1160°C). Сталь восьми различных составов выплавляли в промышленной высокочастотной индукционной печи, разливали в изложницы и охлаждали. Затем нагревали слитки до соответствующей температуры и ковали на трехтонном молоте свободного падения, охлаждали на воздухе.

Микроструктуру, количественный фазовый анализ, тонкую структуру, микрорентгеноспектральный анализ проводили по стандартным методикам на соответствующем высокоточном оборудовании. Механические и антикоррозионные свойства определяли на соответствующих образцах стандартными методами, жаростойкость при температуре 1200°C, в лабораторных условиях на установке для высокотемпературного гравиметрического анализа.

3. Результаты и их обсуждение

Исследования образцов восьми различных по составу плавок показали, что микроструктура литой безникелевой стали типа X13 в значительной степени зависит от варьирования химического состава даже в небольших пределах – соотношение мартенсита и феррита в структуре стали весьма различно (рис. 1), что, безусловно, влияет на твердость, прочность и пластичность. При комнатной (20°C) и высоких (900÷1200°C) температурах литая сталь характеризуется как высокопрочная, твердая, но мало пластичная. Сталь с 0,08% С, 1,5% Mn, 0,38% Si, 13,30% Cr отличается высокой твердостью и прочностью при одновременно большей пластичности и ударной вязкости как в литом состоянии, так и после горячей деформации. Si в количестве более 1,5% снижает ударную вязкость стали при комнатной температуре и ее прочность. Увеличение количества феррита от 3÷5% до 50% в структуре литой стали X13 при изменении ее химсостава снижает прочность при комнатной температуре и при 900°C [3].

Горячая деформация ковкой (со степенью деформации около 500%) позволяет в 3÷5 раз повысить пластичность и 1,2÷1,6 раза – прочность литой стали X13 без применения предварительной термообработки [4].

Установлено, что литая сталь всех предложенных составов является стойкой во влажной и искусственной промышленной атмосферах и в соляном тумане, а сталь с повышенным содержанием С и низкими концентрациями Si и Mn – совершенно стойкой во всех трех атмосферах, что позволяет заменить ею в аналогичных условиях хромоникелевые стали

типа 18-10,18-9. Значительного влияния легирующих элементов в рассматриваемом их количестве на это свойство не обнаружено. Однако показано явное влияние химического состава на склонность стали к межкристаллитной коррозии (МКК): С и Si повышают, а Mn снижает склонность к межкристаллитной коррозии [5].

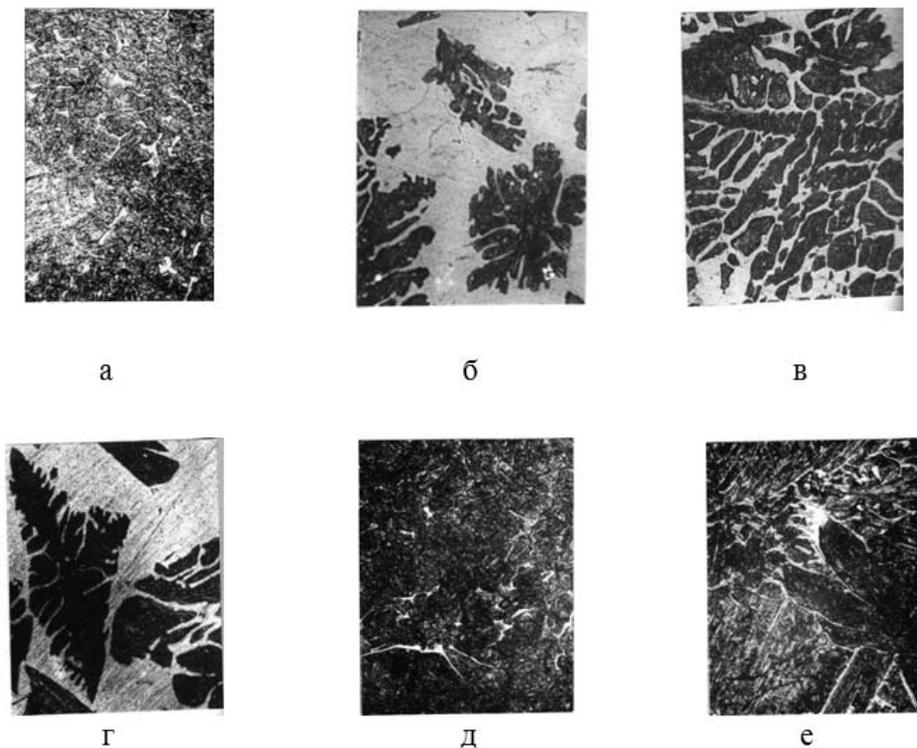


Рис. 1. Микроструктура литой безникелевой стали типа X13 различного химсостава ($\times 100$):

а – 0,17% С, 1,46% Мн, 1,63% Si, 12,70%Cr; б, в – 0,17% С, 0,33% Мн, 1,58% Si, 12,60%Cr; г – 0,08% С, 0,29% Мн, 1,50% Si, 12,50%Cr; д – 0,08% С, 1,50% Мн, 0,38%Si, 13,30%Cr; е – 0,07% С, 0,24% Мн, 0,37%Si, 12,05%Cr

Повышение жаростойкости стали наблюдается при наиболее высоких концентрациях в ней С, Si и Mn. Сталь с содержанием 0,17% С, 1,46% Мн и 1,63%Si, обладающую максимальной жаростойкостью при 1200°C, предложено использовать взамен хромоникелевых сталей типа 18-10,18-9 при температурах до 800°C, а также при температурах до 1200°C, но кратковременных сроках службы.

Выводы

Оптимизация химического состава стали типа X13 по углероду, кремнию и марганцу обеспечивает повышение и стабильность ее механических и антикоррозионных свойств (общую коррозионную стойкость, стойкость против межкристаллитной коррозии и жаростойкость). Сталь X13 исследуемых составов по коррозионной стойкости близка к аустенитным сталям, а в отдельных случаях даже превосходит ее, поэтому может успешно применяться взамен аустенитных хромоникелевых сталей типа 18-10, 18-9 при температурах до 800°C, а также при температурах до 1200°C, но кратковременных сроках службы.

Горячая деформация ковкой при температуре 1160°C, со степенью деформации около 500%, позволяет, в зависимости от химсостава, в 3÷5 раз повысить пластичность и в 1,2÷1,6 раза – прочность стали X13 без применения предварительной термообработки.

Литература

1. Туфанов Д.Г.: Коррозионная стойкость нержавеющих сталей, сплавов и чистых металлов. Справочник. Металлургия, 1982.
2. Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А.: Леговані сталі та сплави з особливими властивостями: Підручник. Дніпропетровськ, НМетАУ, 2008.
3. Жак К.М., Пройдак С.В., Кирвалидзе В.Н., Шаповалов В.И.: Влияние химического состава на структуру литой стали типа X13. Известия вузов, Черная металлургия, 1984, № 10, с.88÷91.
4. Пройдак С.В.: Исследование влияния горячей пластической деформации на структуру и механические свойства литой нержавеющей стали типа X13. XIII International Scientific Conference: New technologies and achievements in metallurgy and materials engineering, Czestochowa 2012, chap. 1, series: Monografie nr 24, p.460÷463.
5. Пройдак С.В.: Особенности влияния химического состава и структуры на антикоррозионные свойства безникелевой нержавеющей стали. XIV International Scientific Conference: New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering, Czestochowa 2013, Vol. 2, series: Monografie nr 31, p.135÷137.

РАЗРАБОТКА НОВОГО БИОРАСТВОРИМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА

DEVELOPMENT OF A NEW BIOABSORBABLE MAGNESIUM BASED ALLOY FOR OSTEOSYNTHESIS

*Шаломеев В.А. *, Цивирко Е.И. *, Айкин Н.Д. *, Шейко С.П. *,
Кнапински М. **, Дья Х. ***

*Запорожский национальный технический университет, Инженерно-физический факультет, кафедра физического материаловедения,

**Czestochowa University of Technology, Faculty of Production Engineering and Materials Technology

Abstract

An analysis of the use of different materials for osteosynthesis was given in this work. A comparison of mechanical properties of materials and their strengths and weaknesses was made and identified. The perspectives of using magnesium-based alloys as bioabsorbable materials for osteosynthesis was shown. Mathematical experimental design to determine the optimal chemical composition of the new magnesium alloy was used.

Ежегодно во всем мире фиксируется большое количество травм. Среди повреждений опорно-двигательной системы до 25% составляют открытые переломы. Для лечения переломов, которые не срастаются без оперативного скрепления обломков, используется остеосинтез. Для фиксации костных фрагментов применяются имплантаты из различных материалов в виде всевозможных сложных конструкций (штифтов, спиц, пластин). В процессе эксплуатации такие имплантаты подвергаются статическим и динамическим нагрузкам, а также действию биокоррозии. В связи с этим, материалы для имплантатов должны быть биологически инертными и совместимыми, а также иметь достаточные механические характеристики (предел прочности, модуль упругости и относительное удлинение). Эти характеристики должны быть не меньше физико-механических костей: $\sigma_b = 120-150$ МПа, $E = 17-20$ ГПа, $\delta = 1,4-3,1\%$.

Чаще всего для изготовления имплантатов используют нержавеющие стали и сплавы на основе титана. Среди нержавеющих сталей большое распространение получили нержавеющие стали марок 08X18H9T и 12X18H10T. Они имеют достаточно высокие механические свойства (табл. 1), устойчивость к истиранию и легко поддаются механической обработке. При этом, длительное присутствие в организме человека имплантатов из этих сталей приводило к металлозу и накоплению токсичных металлов, например, никеля, алюминия и хрома [1].

Титан отличается от нержавеющих сталей рядом положительных качеств. Он обладает высокой биологической инертностью, коррозионной стойкостью, большей усталостной прочностью, легче поддается

механической обработке, при этом титан легче нержавеющей стали примерно в 3 раза [2, 3]. Металлоз тканей при использовании титановых конструкций незначителен [4]. Недостатком титана и его сплавов является недостаточная устойчивость к механическому истиранию, а также его стоимость, которая превышает стоимость стали марки 12Х18Н10Т примерно в 5 раз [5]. Титановые сплавы имеют более высокие механические свойства и коррозионную стойкость по сравнению с чистым титаном, но их биосовместимость гораздо ниже. Однако, при их использовании отмечались проявления аллергических и местных раздражающих реакций организма. Также для имплантатов применяют циркониевые, танталовые и кобальтовые сплавы. Эти материалы обладают высокими механическими характеристиками биоинертностью, но их применение ограничено из-за высокой стоимости [6, 7]. При этом, все металлические имплантаты приводят к «стресс-экранированию» из-за высоких показателей прочности и упругости.

Таблица 1.

Свойства металлов и сплавов, применяемых для изготовления имплантатов [8]

Состав материала (% мас.)	Модуль упругости, ГПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
Ti (99)	97	240÷550	15
Ti (90) + Al(6)+V(4)	110	930	10÷15
Ti (90) + Al(6)+ Nb(7)	105	860	10
Нержавеющая сталь Fe (70)+Cr(18)+Ni(12)	193	485÷860	12÷40
Co(66)+Cr(27)+Mo(7)	235	655	8
Zr(99)	97	552	20
Ta (99)	188÷190	205÷517	1÷30

Альтернативой традиционным металлическим материалам являются биорастворимые материалы. Их использование позволяет избежать дополнительной операции для удаления имплантата. Кроме этого, такие материалы не токсичны для организма и не вызывают металлоз. Первыми биорастворимыми материалами были полимеры, среди которых полигликолевая (PGA) и полимолочная (PLA) кислоты, сополимеры (PLGA), а также в комбинации с керамикой композитные материалы [8]. Полимерные материалы имеют высокую биосовместимость и низкую стоимость, но достаточно низкие значения механических свойств не позволили им найти широкое применение в качестве имплантатов для остеосинтеза. Для биорастворимых материалов используют натуральные и искусственные кальций-фосфаты, такие как гидроксипатит (ГАП) $\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{OH}$ и трикальцийфосфат (ТКФ) $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$. Соотношение кальция и фосфата в таких материалах подобно минеральной фазе кости,

а определенный химический состав поверхности облегчает адсорбцию белков и повышает остеоиндуктивные свойства. Гидроксиапатит используется в составе композитных материалов на основе полимеров, таких как PLA-НА (композит на основе полимолочной кислоты) и РОС-НА (на основе 1,8 октандиол цитрата), для повышения их биосовместимости и скорости биодеградации. РОС-НА имеет преимущество в более высокой скорости растворения (от нескольких месяцев до года). PLA-НА, в свою очередь, выделяется лучшими механическими свойствами [9]. Несмотря на их преимущества, низкие характеристики прочности и упругости полимерных материалов и композитов существенно ограничивают их применение (табл. 2).

Таблица 2.

Свойства полимеров и композитов, применяемых для изготовления имплантатов [8]

Материал	Предел прочности, МПа	Модуль Юнга, ГПа	Примечание
PDLLA	35÷150 29÷35	1,9÷2,4	Гранулы Пленка, диск
PLLA	870÷2300 28÷50 40÷120	10÷16 1,2÷3,0	Нитка Пленка, диск Гранулы
PGA	340÷920	7÷14	Нитка
PLGA	41,4÷55,2	1,4÷2,8	–
РОС-НА	6÷10 32÷75	0,02÷0,45	–
PLA-НА	45÷57	3,8÷4,7	–

Магний, как биорастворимый материал, является очень перспективным. Сам магний и продукты его коррозии имеют отличную биосовместимость. Продукты биодеградации магния оказывают положительное влияние на остеогенез, кроме того, магний – важный внутриклеточный элемент, участвующий в обменных процессах, тесно взаимодействует с калием, натрием и кальцием, является активатором для многих ферментативных реакций [10]. При этом, механические свойства магния, в частности модуль упругости и предел прочности, максимально близки к свойствам костей. Несмотря на все преимущества магния, остаются проблемы, которые затрудняют его широкое применение при остеосинтезе. В частности, низкий уровень механических свойств. Более перспективным является использование сплавов на основе магния, которые имеют повышенный уровень свойств, но сохраняют биосовместимость и биорастворимость. Представляет интерес применение сплавов системы Mg-Zr-Nd для имплантатов, в частности сплава МЛ10, имеющего достаточно высокий уровень механических свойств: $\sigma_b \geq 230$ МПа, $E = 43 \div 45$ ГПа, $\delta \geq 2\%$. Однако основным недостатком данного сплава

является резкое снижение механических свойств при длительном действии биокоррозии. Поэтому, разработка нового сплава системы Mg-Zr-Nd с повышенным уровнем механических свойств является актуальной задачей.

Исследовали влияние легирующих элементов в интервалах 0,4÷1,5% Zr, 2,2÷3,4% Nd, 0,1÷0,7% Zn на предел прочности (σ_B) и относительное удлинение (δ) с помощью математического планирования эксперимента по плану 2^3 .

В результате проведенных исследований получено уравнение регрессии, описывающее влияние изучаемых легирующих элементов на предел прочности (1) и относительное удлинение (2):

$$\sigma_B = 254 + 18,25[\text{Nd}] - 6,5[\text{Zr}][\text{Nd}] \pm 0,14 \text{ (МПа)}, \quad (1)$$

$$\delta = 3,55 + 0,625[\text{Zr}] - 0,3[\text{Zr}][\text{Nd}] \pm 0,11 \text{ (\%)}. \quad (2)$$

Анализ уравнений регрессии показал, что наибольшая прочность достигается при максимальном содержании неодима и минимальном содержании циркония, а наибольшая пластичность – наоборот, при минимуме неодима и максимуме циркония. Влияние цинка на характеристики сплава было незначительным.

Для получения максимального комплекса механических свойств сплава была проведена оптимизация содержания легирующих элементов. В результате чего были получены следующие значения содержания легирующих элементов: Nd – 3,36%, Zr – 0,54%, Zn – 0.44%.

Литература

1. Brunette D.M.: Titanium in medicine. Springer, 2001.
2. Ахмеров К.А.: Возможности применения титана при изготовлении трехлопастного гвоздя для остеосинтеза. Новости медицинского приборостроения, Москва 1973, с. 8÷10.
3. Чернецов В.И.: Титан и его сплавы. Машиностроение, 1966.
4. Волкова В.В.: О сроках пребывания титановых конструкций в организме человека. Вопросы теоретической и клинической медицины, Москва, 1977, с. 17÷18.
5. Митюнин Н.К.: Организационные вопросы и оперативная техника лечения переломов методом остеосинтеза стержнями, Медицина, 1966, Библиогр.: 380-386.-ISBN 5-225-01324-5.
6. Halpin D.S.: An Unusual Reaction in Rusele in Association with a Vitalium Plate: A Report of Possible Retal Hypersensitivity. Edinburgh 1975, 57-B, 4, p. 451÷453.
7. Шерепов К.М.: Применение циркония в травматологии и ортопедии. Новое мед. Оборудование, 2004, № 10, с. 27÷28.
8. Wu S.: Biomimetic porous scaffolds for bone tissue engineering. Science and Engineering, 2014, Vol. 80, p. 1÷36.
9. Yang J.: Synthesis and evaluation of poly(diols citrate) biodegradable elastomers. Biomaterials, 2006, Vol. 27, № 6, p. 1889÷1898.
10. Школьникова М.А.: Метаболизм магния и терапевтическое значение его препаратов. Медпрактика, Москва 2002.

CHARAKTERYSTYKA WARSTW WYTWORZONYCH NA RÓŻNYCH STALACH I W RÓŻNYCH WARUNKACH AZOTOWANIA LPN

CHARACTERISTICS OF THE LAYERS PRODUCED ON A VARIOUS STEELS AND IN DIFFERENT CONDITION OF LPN NITRIDING

*Wójcik G.**, *Michalski J.*** *****, *Kucharska B.**

*Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, Instytut Inżynierii Materiałowej, **Instytut Mechaniki Precyzyjnej, ***Szkoła Główna Gospodarstwa Wiejskiego, Wydział Inżynierii Produkcji.

Abstract

The study compared the effectiveness of nitriding of various steels by LPN method, under reduced pressure of nitrogen up to 25 hPa. Nitrided steels were 40HM and 38HMJ and non-alloy steel C20. The highest hardness (945HV0.05) after 4h of nitridation obtained steel 38HMJ and next 40HM. C20 steel, although the widest nitrided zone, obtained the smallest hardness (374HV0.05), meaning that it formed on the least dense layer of nitride.

Wprowadzenie

Azotowanie, jako obróbka cieplna polegająca na dyfuzyjnym nasyceniu warstwy wierzchniej stali azotem, jest obok nawęglania podstawowym zabiegiem powierzchniowego utwardzania stali (do 1500 HV). Zwiększenie twardości powierzchni powoduje zwiększenie jej odporności na zużycie, dlatego azotowaniu poddaje się detale narażone na zwiększone tarcie, np. koła zębate, wały korbowe, prowadnice i narzędzia skrawające [1].

Trwałość eksploatacyjna azotowanego detalu zależy od grubości i struktury wytworzonej warstwy azotków. Te z kolei zależą od parametrów zabiegu i metody azotowania oraz rodzaju obrabianego materiału. Obecnie najczęściej stosowane zabiegi azotowania stali to azotowanie gazowe i jarzeniowe [2, 3]. W zakresie azotowania gazowego wyróżnia się ponadto, regulowane azotowanie metodą Nitrag oraz metodą „Zero flow”, a od kilkunastu lat również azotowanie w warunkach obniżonego ciśnienia (LPN) [4÷6]. Zwiększanie grubości warstwy azotków nie powoduje zmian w chropowatości powierzchni stalowych detali [7]. Azotowaniu gazowemu, w temperaturze z zakresu 480÷600°C, poddaje się stale z grupy konstrukcyjnych niskostopowych i stopowych.

W pracy dokonano oceny warstw azotowanych gazowo metodą LPN wytworzonych na różnych gatunkach stali w różnych czasach procesu azotowania.

1. Materiał i metodyka badań

Badano warstwy azotowane wytworzone na stalach gat. 40HM, 38HMJ i C20 o składzie chemicznym podanym w tabeli 1.

Tabela 1.

Skład chemiczny azotowanych stali (%mas.) oraz oznakowanie próbek

Stal	Próbki	C	Mn	Si	Cr	Mo	Al
C20	P2B – 4 h P3B – 6 h	0,2	0,6	0,25	0,3	0,1	–
40HM	P1M – 2 h P2M – 4 h	0,4	0,42	0,26	1,02	0,17	–
38HMJ	P1K – 2 h P2K – 4 h	0,37	0,42	0,24	0,97	0,17	0,97

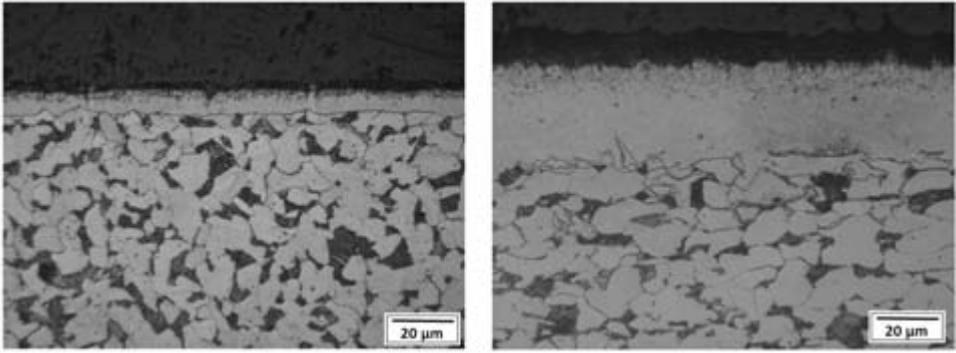
Stale azotowano gazowo w temperaturze 560°C przy ciśnieniu 25 hPa w czasie 2, 4 oraz 6 h. Próbki stali poddane azotowaniu miały kształt walca $\varnothing 12 \div 18$ mm. Do badań wykonano zglądy metalograficzne z przekrojów poprzecznych walców. Mikrostruktury i grubości warstwy azotków rejestrowano z użyciem mikroskopu świetlnego. Grubości warstw naazotowanych wyznaczono za pomocą twardościomierza Future-Tech FM7 (węglownik Vickersa, obciążenie 0,05 kG). Za granice warstwy przyjęto kryterium g_{c+50} , czyli twardości większej od stalowego rdzenia o 50 HV.

2. Wyniki badań

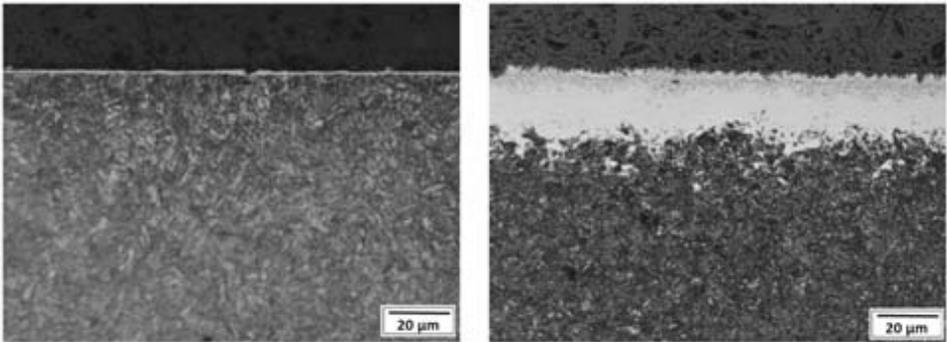
Mikrostruktury warstw azotowanych wytworzonych na każdej ze stali przedstawiono na rysunkach 1÷3. Na stali C20, o strukturze ferrytyczno-perlitycznej, wytworzyła się ciągła warstwa azotków (rys. 1). Grubości warstw azotków wynosiły odpowiednio 6,8 μm (po 4h) i 13,9 μm (po 6 h), czyli zwiększyła się 2-krotnie w ciągu 2h azotowania.

Stale 40HM i 38HMJ były poddane azotowaniu po uprzednim jej odpuszczeniu w 600°C i obie posiadały strukturę odpuszczonego martenzytu. Podobnie, i w tych stalach uwidoczniał się wpływ czasu azotowania na grubość warstwy azotków. W stali 40 HM, po 4 h procesu grubość warstwy 8 μm była ok. 5-krotnie większa w porównaniu do jej grubości 1,5 μm po 2 h procesu (rys. 2). W stali 38HMJ zwiększenie grubości po takich samych czasach azotowania było podobne 6-krotne – odpowiednio <1 μm i 6 μm (rys. 3). Również i w przypadku tych stali warstwa azotków miała charakter ciągły.

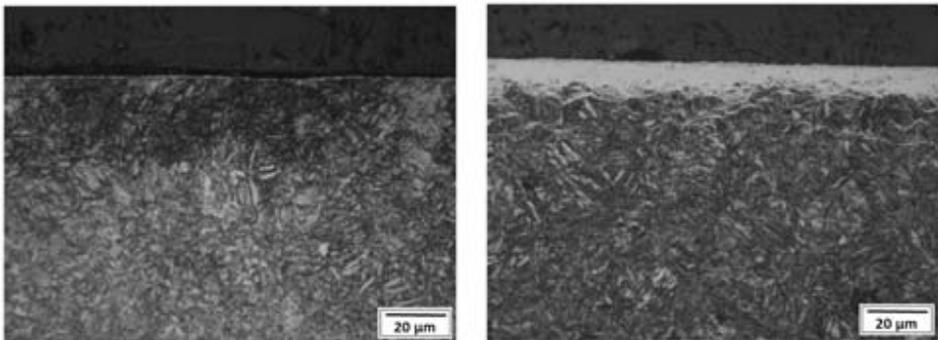
Największą twardość tuż przy powierzchni, po 4 h azotowania, posiadała stal 38HMJ – 945HV_{0,05}, a następnie stal 40HM – 712HV_{0,05}. Stal C20 po tym czasie wykazała twardość zaledwie 374HV_{0,05}. Po 6h azotowania twardość powierzchniowa tej stali zbliżyła się do 640HV_{0,05}, ale grubość warstwy naazotowanej była zbliżona (ok. 0,5÷0,52 mm). W stalach stopowych 38HMJ i 40HM warstwy te miały grubości odpowiednio: 0,25 mm (2 h) i 0,35 mm (4 h) oraz 0,28 mm (2 h) i 0,36 mm (4 h).



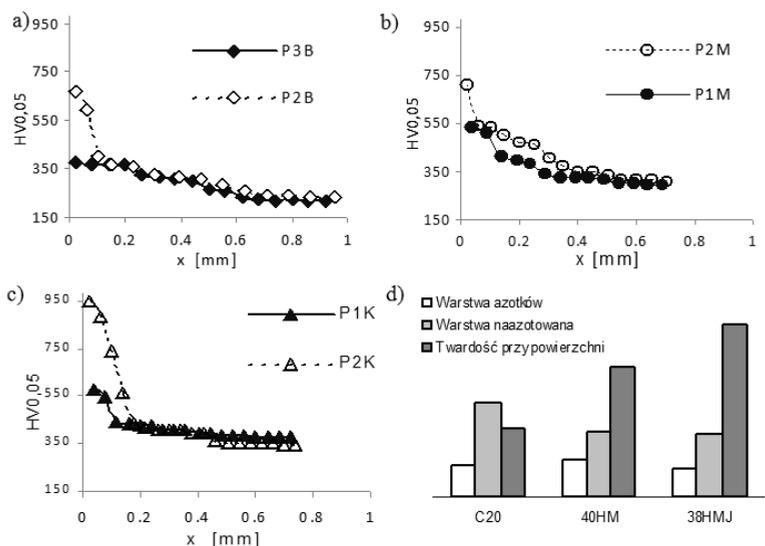
Rys. 1. Mikrostruktura stali C20 i warstwy azotków po czasie azotowania
a) 4 h – próbka P2B, b) 6 h – próbka P3B



Rys. 2. Mikrostruktura stali 40HM i warstwy azotków po czasie azotowania
a) 2 h – próbka P1M, b) 4 h – próbka P2M



Rys. 3. Mikrostruktura stali 38HMJ i warstwy azotków po czasie azotowania
a) 2 h – próbka P1K, b) 4 h – próbka P2K



Rys. 4. a÷c) Rozkład twardości i d) relacje własności azotowanych stali po 4 h procesu

Wnioski

W badaniach potwierdzono korzystny wpływ dodatku Al w stopowej stali 38HMJ na jej twardość po azotowaniu w porównaniu do stali 40HM bez tego dodatku. Po 4h azotowania uzyskano twardość 945HV_{0,05} (o 25% większą) przy mniejszej grubości warstwy azotków i porównywalnej szerokości strefy naazotowanej. Stal niestopowa C20, mimo szerszej strefy naazotowanej wykazała mniejszą twardość po azotowaniu. Oznacza to, że warstwa azotków jest mniej zwarta w porównaniu z tą na stalach stopowych.

Literatura

1. Dobrzański L.A.: Kształtowanie struktury i własności powierzchni materiałów inżynierskich i biomedycznych. Prace Inst. Mater. Inż. i Biomedycznych Politechniki Śląskiej, Gliwice 2009.
2. Ratajski J.: Wybrane aspekty współczesnego azotowania gazowego pod kątem sterowania procesem. Monografia Wyd. Mechan., Wyd. Uczel. Politechniki Koszalińskiej, Koszalin 2003.
3. Frączek T.: Niekonwencjonalne niskotemperaturowe azotowanie jarzeniowe materiałów metalicznych. Monografia, Wyd. WIPMiFS Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa 2011.
4. Wach P., Michalski J., Tacikowski J., Kowalski S., Betiuk M.: Gazowe azotowanie i jego odmiany w przemysłowych zastosowaniach. Inżynieria Materiałowa 2008, nr 6(166), s. 808÷811.
5. Kula P., Wołowicz E., Pietrasik R., Dybowski K., Januszewicz B.: Non-steady state approach to the vacuum nitriding for tools. Vacuum 2013, № 88, p. 1÷7.
6. Michalski J.: D.C. Glow Discharge in gas under lowered pressure in ion nitriding of Armco iron. J. Mater. Sci. Lett., 2000, № 19, p. 1411÷1414.
7. Tacikowski J., Wach P., Michalski J., Betiuk M., Łataś Z.: Zmiany chropowatości powierzchni stali 41CrAlMo7 w procesach regulowanego azotowania gazowego. Inż. Mater., 2014, nr 5, s. 416÷419.

50 LAT STUDENCKICH OBOZÓW NAUKOWYCH POLITECHNIKI CZĘSTOCHOWSKIEJ W SIELPI (1967÷2017)

50 YEAR OF THE STUDENT SCIENTIFIC CAMPS OF CZESTOCHOWA UNIVERSITY OF TECHNOLOGY IN SIELPIA (1967÷2017)

Boryca J., Żabicki I.

Katedra Pieców Przemysłowych i Ochrony Środowiska, Wydział Inżynierii
Produkcji i Technologii Materiałów, Politechnika Częstochowska

Abstract

The heritage of the past manifests itself not only in ancient works of art and architecture, but also in the monuments of technology, such as structures, machines, constructions, equipment and tools. Such unique in the world's scale is the complex of metallurgical monuments located in the area of the Świętokrzyskie Mountains, in this in Museum in Sielpia Wielka also, which from 50 years the students of Czestochowa University of Technology look.

Wstęp

Przemysł żelazny na terenie Zagłębia Staropolskiego odgrywał decydującą rolę w ogólnym bilansie gospodarczym Polski. W wiekach XVI i XVII na tym terenie znajdowała się prawie połowa wszystkich kuźnic pracujących w Rzeczpospolitej. W wieku XVIII produkcja żelaza na tym terenie przekraczała 80% produkcji na ziemiach polskich. Podobnie było w wieku XIX w okresie Królestwa Kongresowego. Na terenie Zagłębia Staropolskiego pozostało wiele zakładów oraz duże ilości maszyn i urządzeń hutniczych pamiętających bardzo odległe czasy. Na terenie tym znajduje się blisko 300 obiektów zabytkowych a prawie 100 jest odnotowane w wykazie zabytków. Niezwykle ważnym w Zagłębiu Staropolskim jest zespół zabytków zlokalizowany w Muzeum w Sielpi Wielkiej. Od roku 1967 Muzeum znajduje się pod opieką Politechniki Częstochowskiej. Opieka realizowana jest poprzez organizację 3-tygodniowych Obozów Naukowych.

1. Historia muzeum w Sielpi

W latach 30. XX w. w ówczesnym warszawskim Muzeum Techniki i Przemysłu grono ofiarnych działaczy społecznych przy poparciu dyrektora Muzeum inż. Kazimierza Jackowskiego podjęło starania na rzecz zabezpieczenia dawnych budynków fabrycznych, maszyn i urządzeń. Podjęto konkretne działania, rozpoczynając je od terenu tzw. Zagłębia Staropolskiego. Powstała Sekcja Ochrony Zabytków Polskiej Sztuki Inżynierskiej, na czele której stanął inż. Mieczysław Radwan, pracujący wówczas w Ostrowcu Świętokrzyskim. W skład Sekcji wchodził głównie inżynierowie i przemysłowcy związani z wytwórczością i górnictwem województwa kieleckiego.

Przewodniczący Sekcji Ochrony Zabytków Polskiej Sztuki Inżynierskiej Mieczysław Radwan zajął się szczególnie walcownią i pudlingarnią w Sielpi, organizując tam wspólnie z dyrektorem Jackowskim w 1934 roku Oddział warszawskiego Muzeum Techniki i Przemysłu. Równocześnie zainicjował z powodzeniem starania o wpisanie tego obiektu na listę prawem chronionych zabytków województwa kieleckiego. Było to pierwsze wprowadzenie zabytku techniki do rejestru dóbr kultury. Wydaje się, że ten fakt mógł być również precedensowy w skali europejskiej. W placówce muzealnej w Sielpi zaczęto gromadzić zabytkowe maszyny, narzędzia i dawne wyroby pochodzące z różnych fabryk Ziemi Świętokrzyskiej. Równolegle powstawał zbiór starych map i rysunków technicznych. Mieczysław Radwan patronował tym działaniom [1].

W czasie okupacji hitlerowskiej obiekt (muzealny) został całkowicie zniszczony. Maszyny i urządzenia potłuczono na złom i przetopiono. Z dawnego wyposażenia zachowały się jedynie: duże koło wodne, przekładnia z kołem zamachowym do napędu walcarek oraz jeden walec roboczy.

W roku 1955 w Sielpi ponownie utworzono Muzeum Zagłębia Staropolskiego, będące oddziałem terenowym Muzeum Techniki NOT w Warszawie. Zespół zabytkowy w Sielpi składa się z dwóch części: jedna stanowi budynki administracyjno-produkcyjne, druga zaś administracyjno-mieszaniowe. Centralną budowlą zespołu produkcyjnego jest hala walcowni i pudlingarni. Ważną rolę w dziele ochrony zabytków odegrało Stowarzyszenie Hutników Polskich, a następnie Stowarzyszenie Inżynierów i Techników Przemysłu Hutniczego. SITPH powołało w roku 1956 Komisję Muzeum Hutniczego, a od 1965 roku – Komisję Historii Zabytków Hutnictwa. To właśnie, z inicjatywy tej Komisji w roku 1966 huty żelaza objęły patronatem najcenniejsze zabytki hutnictwa. Utworzone zostały również specjalistyczne zespoły studenckie.

W roku 1967 w Politechnice Częstochowskiej został powołany Zespół Ochrony Zabytków, który przejął opiekę nad Walcownią i Pudlingarnią w Sielpi Wielkiej. Kierowanie zespołem powierzono dr inż. Tadeuszowi Danielowi [1, 2].



Rys. 1. Spotkanie z Dyrekcją Muzeum
(na zdjęciu m.in. dr inż. Marian Kieloch, dr inż. Tadeusz Daniel oraz zastępca dyrektora Muzeum Henryk Twardowski)

2. Rys historyczny obozów naukowych

Pierwszy (dwa turnusy) Obóz Naukowy w Sielpi Wielkiej został zorganizowany w roku 1967. Na organizację Obozu Uczelnia dostała dotację bezpośrednio z Ministerstwa Przemysłu Ciężkiego. Koszty transportu, materiałów i dofinansowanie do utrzymania Politechnika pokryła z funduszy własnych. W tym czasie niezwykle ważną inicjatywą Komisji Historii Zabytków Hutnictwa było wystąpienie do ministrów przemysłu ciężkiego oraz kultury i sztuki o wydanie zarządzenia zezwalającego zakładom przemysłowym finansowania działalności opiekuńczej. Wiele dziesiątków razy organizatorzy obozów w Sielpi korzystali z dobrodziejstw tego zarządzenia [2].

Organizacja obozów miała na celu, najpierw uporządkowanie muzeum, następnie wykonanie dokumentacji technicznej brakujących maszyn i elementów wyposażenia, a od roku 1979 uruchomienie obiektów hutniczych i maszyn zgromadzonych w halach muzeum. Zakres prac wykonywanych w trakcie obozów najlepiej oddaje ich naczelne hasło *„Naszą wiedzą i pracą ratujemy zabytki polskiej kultury technicznej”*.



Rys. 2. Uczestnicy Obozu „Sielpia 1979” [2]



Rys. 3. Prace rekonstrukcyjno-naprawcze maszyn i obrabiarek [2]

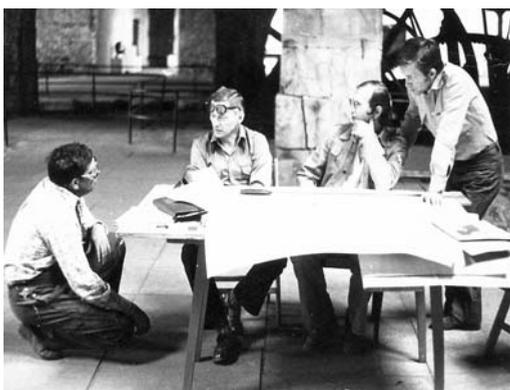
Prace dotyczące remontu zabytkowych maszyn i urządzeń zgromadzonych w muzeum prowadzono pod kierunkiem pana dr inż. Adama Wieczorka.

W ramach obozów wykonano między innymi:

- ogrodzenie całego terenu muzeum,
- uporządkowanie podłogi hal i wyłożenie jej płytami stalowymi,
- obszerną dokumentację opisową i techniczną około 40 urządzeń (ponad 300 rysunków).

Bardzo istotnymi pracami były prace ratownicze koła wodnego. Uzupełniono kilkaset detali takich jak: szprychy, nakrętki, śruby, nity, elementy karczówek. Wykonano również centrowanie koła za pomocą kilkudziesięciu klinów dębowych. Koło wodne, unikat w skali światowej, od roku 1981 było w stanie technicznym umożliwiającym jego uruchomienie bez obawy o zniszczenie. Uruchamiać można było również te obrabiarki, dla których zainstalowano napędy. Tak więc w latach 80. muzeum „ożyło”, co stanowiło dużą atrakcję dla zwiedzających.

W latach 1979÷1985 odkopano i wykonano pełną inwentaryzację dwóch fundamentów pieców pudlingowych. Wykonano również dokumentację pieca.



Rys. 4. Dyskusja nad inwentaryzacją fundamentów oraz planami rekonstrukcji pieca [2]

W dniu 17.09.1985 w Domu Technika przy Koneckich Zakładach Odlewniczych postanowiono reaktywować Sekcję Ochrony Zabytków Sztuki Inżynierskiej w Zagłębiu Staropolskim. Sekcja o takiej nazwie działała w latach 1934÷1939. Jednym z ważniejszych tematów na pierwszym posiedzeniu Sekcji, była rekonstrukcja pieca pudlingowego. Przedstawiciele Politechniki Częstochowskiej zobowiązali się do wykonania dokumentacji pieca oraz rysunków technicznych wszystkich jego elementów. Członkowie Sekcji, uznali rekonstrukcję pieca pudlingowego za zadanie ważne i pożyteczne, przywracające choć w części dawnej walcowni i pudlingarni jej historyczny charakter z XIX stulecia. Na drugim spotkaniu, przedstawiciele zakładów przemysłowych z Końskich, postanowili udzielić pomocy przy wykonaniu tego zadania w formie

przygotowania odlewów poszczególnych elementów pieca, obciążając Muzeum Techniki jedynie kosztami własnymi. Podział zadań, w zakresie przygotowania odlewów, pomiędzy reprezentowane zakłady został odłożony na termin późniejszy.

Z niewielkimi przerwami, przez ponad 20 lat, zorganizowano 20 obozów, w których uczestniczyło kilkudziesięciu pracowników naukowych Politechniki i kilkuset studentów. Stworzony został wprost modelowy układ, pozwalający niewielkimi nakładami finansowymi osiągać niezwykle ważne cele w postaci uruchomienia maszyn i urządzeń zgromadzonych w halach Muzeum. W latach dziewięćdziesiątych występowały coraz większe trudności w zdobywaniu funduszy na organizację obozów. Ostatni obóz zorganizowano w roku 1989. Należy jednoznacznie stwierdzić, że podstawową przyczyną w zaprzestaniu organizacji był brak funduszy. Możliwe jest, że zabrakło determinacji w ich pozyskiwaniu w całkowicie zmienionej rzeczywistości finansowej i technicznej. Zaprzestał również działalności Studencki Zespół Ochrony Zabytków działający w Politechnice Częstochowskiej [2].

3. Obozy naukowe po przerwie

Po 14 latach przerwy powrócono do organizacji Obozów naukowych. Myśl o organizacji Obozu zrodziła się podczas spotkania profesora Kielocha z Dyrekcją Muzeum Techniki NOT w czasie Kuźnic Koneckich odbywających się w 2002 roku w Muzeum Zagłębia Staropolskiego w Sielpi. W roku 2003 Obóz został zorganizowany przez Wydział Inżynierii Procesowej, Materiałowej i Fizyki Stosowanej oraz Stowarzyszenie Wychowanków Politechniki Częstochowskiej. Bezpośrednim organizatorem było Koło Naukowe Piecowników. Do zadań Obozu „Sielpia 2003”, wyznaczonych przez Dyrekcję Muzeum Techniki NOT w Warszawie, należało:

- konserwacja stalowego koła wodnego,
- przygotowanie do dalszej rekonstrukcji pieca pudlarskiego.



Rys. 5. Realizacja podstawowych zadań Obozów Naukowych: konserwacja koła wodnego i rekonstrukcja pieca pudlingowego

Na kolejnych Obozach sukcesywnie realizowano wytyczone zadania. Kładąc nacisk na rekonstrukcję pieca pudlingowego, nie zapomniano o innych, pojawiających się na bieżąco wyzwaniach. W 2005 roku przeprowadzono m.in. inwentaryzację fundamentów młota pudlingowego oraz ekspertyzę młotów sprężynowych, a w 2006 roku wykonano wstępny projekt zabudowy młota pudlingowego.



Rys. 6. Prace wykopaliskowe w czasie inwentaryzacji fundamentów młota pudlingowego

W kolejnych latach realizowano wiele, równie ważnych zadań.

4. Rekonstrukcja i badania pieca pudlingowego

W latach 1979-1985 przystąpiono do inwentaryzacji fundamentów pieców pudlingowych. Ustalenia dotyczące rekonstrukcji podjęto na międzynarodowym spotkaniu w Muzeum Techniki NOT w Warszawie odbytym w 1980 roku. Autorzy wykonanej dokumentacji założyli, że stanowi ona dokumentację wstępną, a dokumentację wykonawczą powinno zrealizować specjalistyczne Biuro Projektów. Na podstawie decyzji powołanej Sekcji Ochrony Zabytków Sztuki Inżynierskiej w Zagłębiu Staropolskim pod koniec lat osiemdziesiątych podjęto decyzję o rekonstrukcji pieca pudlingowego.

Przystępując do rekonstrukcji pieca w 2003 roku, prace rozpoczęto od inwentaryzacji zgromadzonych elementów i materiałów. W latach 1987÷88 zgromadzono w Muzeum niewielkie ilości elementów żeliwnych i materiałów ceramicznych. Wykonany bilans kosztów odbudowy pieca wraz z organizacją Obozów przewidywał wydatek ponad 300 tys. zł [3, 4]. Uznano, że zgromadzenie takich środków jest niemożliwe i postanowiono obniżyć koszty poprzez:

- zastąpienie wybranych elementów żeliwnych elementami stalowymi,
- pozyskanie większości elementów i materiałów w formie darowizn.

Dla realizacji pierwszego punktu, niezbędna stała się częściowa zmiana projektu pieca. Jediną możliwością wybudowania pieca było zastąpienie większości odlewanych elementów – walcowanymi, produkowanymi

w krajowych hutach żelaza. Dla zrealizowania tego wniosku konieczna była zmiana dokumentacji pieca i wykonanie rysunków wszystkich elementów [4, 5].

W pierwszym etapie rekonstrukcji wykonano konstrukcję nośną trzonu składającą się z 8 słupów pionowych i 4 belek poziomych. Na tak przygotowanej konstrukcji ułożono płytę denną trzonu pieca. W dalszej kolejności wymurowano obudowę paleniska pieca, ułożono ruszt pieca i wymurowano zarys ścian pieca .

Kolejnym etapem rekonstrukcji było dalsza budowa ścian pieca wraz ze sklepieniem łukowym oraz komina. Ściany pieca budowano etapami, gdyż w kolejnych fazach ich budowy należało połączyć komorę roboczą pieca z czopuchem komina, a następnie zabudować opory szamotowe umożliwiające wymurowanie skomplikowanego sklepienia łukowego. Na żeliwnej konstrukcji nośnej wybudowano 12 metrowy komin zapewniający pracę pieca na naturalnym ciągu. Zakończenie budowy komina wymagało prac montażowych związanych z zainstalowaniem konstrukcji ramy kłapy kominowej, samej kłapy i mechanizmu jej otwierania. Ze względu na masę kłapy należało zastosować przeciwwagi o masie około 100 kg. W pierwszej fazie budowy, ściany pieca wymurowano na wysokość umożliwiającą połączenie z czopuchem komina, a następnie sukcesywnie je podnoszono aż do wysokości, na której zaczynało się sklepienie. Dalsze prace nad konstrukcją sklepienia możliwe były do przeprowadzenia po uprzedniej zabudowie szamotowych kształtek oporowych. Wykonywanie kolejnych warstw sklepienia wymagało dokładnych pomiarów, przygotowania odrębnych szablonów drewnianych i doboru odpowiednich stojących klinów szamotowych. W trakcie budowy ścian bocznych pieca zamontowano okno załadownicze, okno rusztu oraz drzwi czopucha i popielnika. Po wybudowaniu ścian bocznych i sklepienia wykonano prace montażowe konstrukcji zbrojenia pieca [3]. Kolejne etapy budowy pieca przedstawiono na rysunku 7.



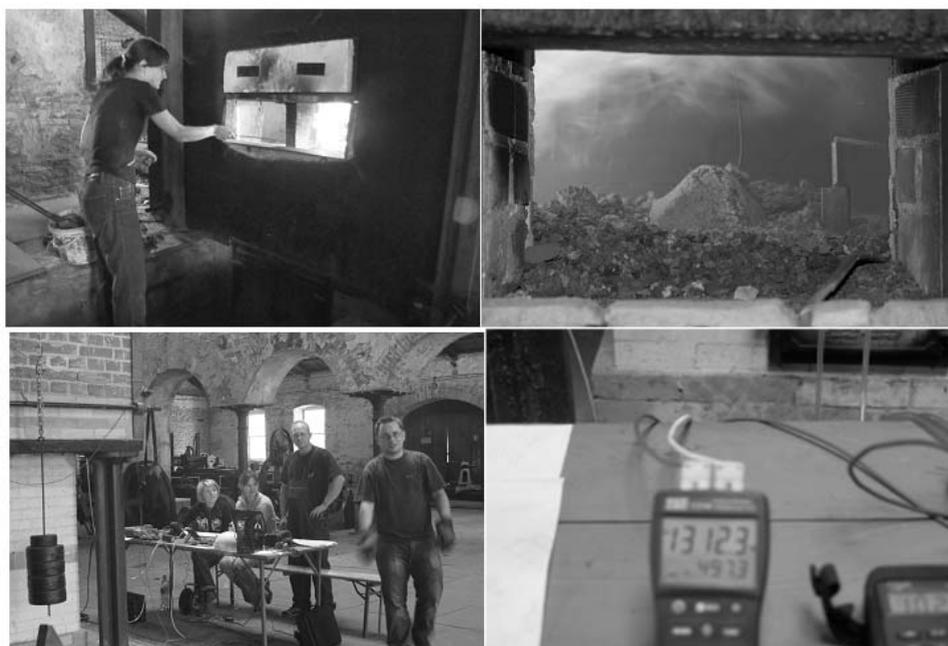
Rys. 7. Kolejne etapy rekonstrukcji pieca pudlingowego

W roku 2007 zakończono rekonstrukcję pieca pudlingowego, którego uroczyste rozpalenie odbyło się podczas kolejnego Obozu Naukowego w 2008 roku.



Rys. 8. Uroczyste rozpalenie zrekonstruowanego pieca pudlingowego

Rekonstrukcja, uruchomienie pieca pudlingowego i przeprowadzenie pozytywnej próby uzyskania żelaza powoduje, że Politechnika Częstochowska dysponuje stanowiskiem badawczym umożliwiającym prowadzenie badań naukowych, zmierzających do opracowania technologii produkcji żelaza w ilościach przemysłowych. Opracowanie tej technologii wymaga szerokich badań w zakresie gazodynamiki, wymiany ciepła, procesu spalania oraz badań związanych ze składem, strukturą i własnościami użytkowymi żelaza. Przedstawiony zakres badań daje jednocześnie duże możliwości praktycznej edukacji studentów Wydziału Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów. Można z całą odpowiedzialnością stwierdzić, iż piec pudlingowy poza wartością historyczną spełnia zadanie edukacyjne. Prace badawcze prowadzone na piecu pudlingowym przedstawiono na rysunku 9.



Rys. 9. Badania pieca pudlingowego

Należy podkreślić, iż za prekursorów rekonstrukcji pieca pudlingowego należy uznać dr inż. Tadeusza Daniela oraz profesora Mariana Kielocha. Rozpoczęli oni prace rekonstrukcyjne już w latach 80. XX wieku. Od 2003 roku kontynuował je profesor Kieloch wraz z mgr inż. Arturem Maroszkim, a następnie z dr inż. Jarosławem Borycą. Prace badawcze rozpoczął profesor Kieloch i kontynuowane są po dziś dzień. Rekonstrukcja pieca pudlingowego powiodła się dzięki determinacji pracowników Politechniki Częstochowskiej oraz dyrekcji Muzeum Techniki NOT, w tym dyrektora inż. Jerzego Jasiuka oraz wicedyrektora Henryka Twardowskiego. W okresie rekonstrukcji pieca pozyskano dzięki Stowarzyszeniu Wychowanków Politechniki Częstochowskiej ponad 30 sponsorów. Pozyskano wsparcie finansowe oraz materiałowe na kwotę ponad 300 tys. złotych.

Uruchomienie pieca pudlingowego w Muzeum Zagłębia Staropolskiego w Sielpi Wielkiej jest wydarzeniem historycznym, technicznym jak również naukowym. Jak napisała jedna z gazet: „Stanisław Staszic na pewno jest wdzięczny studentom Politechniki Częstochowskiej. Dzięki nim w Sielpi został zrekonstruowany piec pudlingowy, służący do wytopu żelaza. To jedyny taki czynny obiekt w Europie” [3].

5. Remont i konserwacja zabytkowego koła wodnego

W Muzeum Zagłębia Staropolskiego w Sielpi, będącego oddziałem terenowym Muzeum Techniki NOT w Warszawie, znajduje się żelazne koło wodne będące unikatem w skali światowej. Żelazne koło wodne w Muzeum Zagłębia Staropolskiego w Sielpi (rys. 10) jest klasycznym przykładem koła śródsiębnego. Pod względem rozmiarów jest ono pierwszym kołem w Polsce, a prawdopodobnie trzecim w świecie.

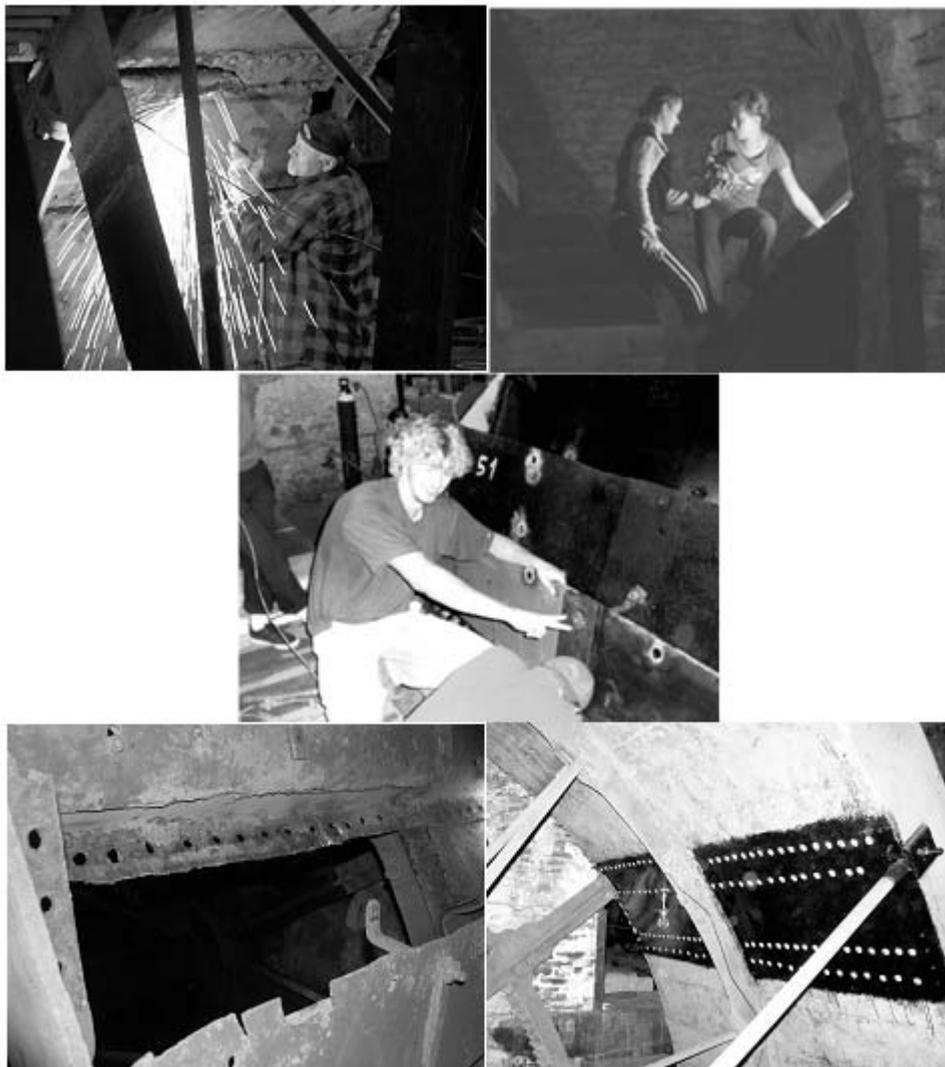


Rys. 10. Widok zabytkowego koła wodnego

Pierwsze prace związane z remontem koła przeprowadzono w latach 70-tych i prowadzono je pod kierunkiem pana Andrzeja Wysockiego. Uzupełniono kilkaset detali takich jak: szprychy, nakrętki, śruby, nity, elementy karczówek. Wykonano również centrowanie koła za pomocą kilkadziesiątu klinów dębowych. Koło wodne, unikat w skali światowej, od roku 1981 było w stanie technicznym umożliwiającym jego uruchomienie bez obawy o zniszczenie.

Po wznowieniu obozów w 2003 r., do chwili obecnej, prace remontowo-konserwacyjne kontynuowane są pod kierunkiem pana Ireneusza Żabickiego. W tym czasie udało się pozyskać wielu sponsorów, dzięki którym można było dokonać wymiany bądź renowacji i konserwacji kilkunastu elementów koła, w tym m.in. karczówek, poszyć oraz klinów dębowych, a także uzupełnienia

bądź wymiany kilkuset połączeń śrubowych. Zgodnie z wynikami diagnostyki, która wykazała, że elementy koła niszczone są bardzo szybko, w pierwszej kolejności remontowi poddawane zostają te fragmenty koła, gdzie poszycie jest całkowicie zniszczone [6]. Przebieg prac remontowo-konserwacyjnych przedstawiono na rysunku 11.



Rys. 11. Prace remontowo-konserwacyjne wykonywane podczas obozów

Koło, pomimo remontu, znajduje się w stanie technicznym wymagającym dalszych prac remontowo-konserwacyjnych. Ze względu na ograniczony czas, jaki mają studenci na pobyt w Muzeum w Sielpi (3 tygodnie), nie jest możliwe przeprowadzenie dużego, generalnego remontu koła. Biorąc pod uwagę ogrom prac oraz ilość elementów kwalifikujących się do remontu, można stwierdzić, iż jest to „Syzyfowa praca”. Trzytygodniowy pobyt na Obozie umożliwia, w sprzyjających warunkach, wymianę 2÷4 karczówek i 4 elementów poszycia. Jest to zaledwie 3÷6% potrzeb. Pomimo tych oczywistych faktów, dzięki determinacji studentów i organizatorów Obozów oraz Dyrekcji Muzeum Techniki NOT w Warszawie, udaje się „utrzymać przy życiu” zabytkowe koło wodne.

6. Remont i konserwacja zabytkowych maszyn i urządzeń

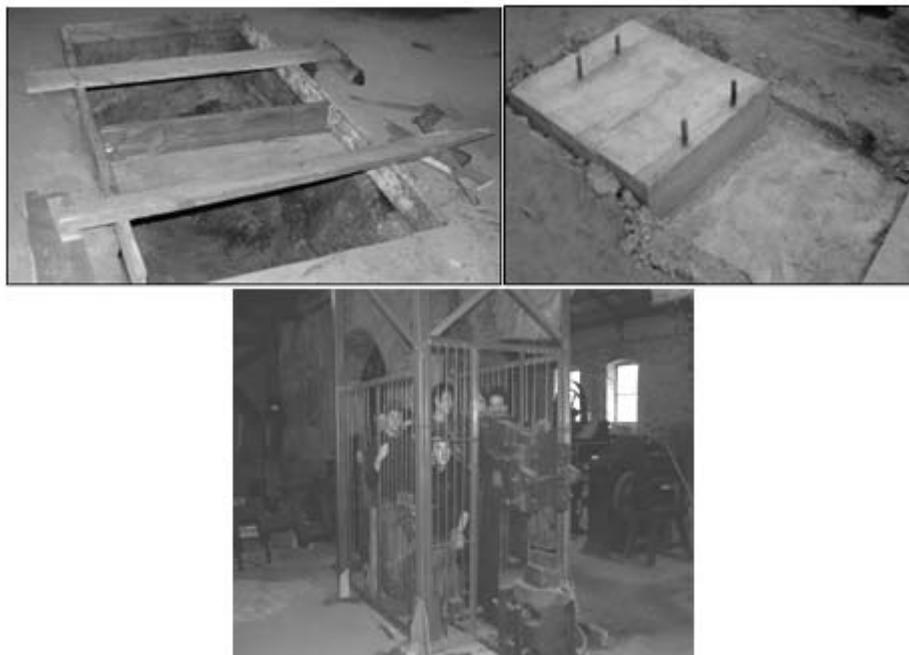
Podczas Obozów wykonano remont i konserwację wielu zabytkowych maszyn i urządzeń, zarówno tych będących już eksponatami w Muzeum, jak również sprowadzonych przez organizatorów Obozów i SWPCz. Niektóre z eksponatów stanowią dar prywatnych osób lub instytucji.

W 2007 roku do Muzeum Zagłębia Staropolskiego sprowadzono zabytkową walcarkę 2xduo z okresu budowy COP-u. Walcarkę wstępnie zakonserwowano, a właściwe prace kontynuowano w latach 2008 i 2009. Prace prowadził mgr inż. Krystian Nowak pod kierunkiem Prof. Mariana Kielocha i Ireneusza Żabickiego.



Rys. 12. Remont i konserwacja zabytkowej walcarki

W 2008 roku na skutek starań prof. Mariana Kielocha i Zarządu SWPCz do Muzeum Zagłębia Staropolskiego sprowadzono młot sprężynowy. Młot był darem firmy MarketMetal z Łaz. Wykonano dokumentację fotograficzną, gdyż młot nie miał dokumentacji technicznej oraz pomiary rozmieszczenia poszczególnych części. Młot zdemontowano i przewieziono do Muzeum. W roku 2010 wykonano rysunki techniczne umiejscowienia młota oraz fundamentów pod młot sprężynowy. Przeprowadzono konserwację poszczególnych elementów młota, przygotowano i zalano fundament osadzając w nim śruby mocujące korpus młota. Korpus młota przetransportowano za pomocą wyciągarki linowej RUKCUG oraz specjalnie przygotowanej jezdni wykonanej z kształtowników stalowych. Osadzenie korpusu na śrubach wymagało niezmiernie dużej dokładności już w momencie zatapiania śrub mocujących w fundamencie oraz wielu manewrów zapewniających takie dopasowanie otworów korpusu nad śrubami, aby nie uszkodzić tych ostatnich.



Rys. 13. Remont i konserwacja zabytkowego młota sprężynowego

Prace prowadził mgr inż. Krystian Nowak pod kierunkiem Prof. Mariana Kielocha i Ireneusza Żabickiego.

W trakcie Obozu Naukowego „Sielpia 2012” przeprowadzono prace konserwacyjne zabytkowej strugarki. Wyczyszczono podstawę, prowadnice oraz koła zębate układu mechanicznego strugarki. Całość zakonserwowano i zabezpieczono antykorozyjnie. Podobny zabieg wykonano w przypadku układu napędowego strugarki – silnik, mocowanie przyściennie i koła pasowe – oraz

osłon zabezpieczających. Prace prowadzone były pod kierunkiem Ireneusza Żabickiego i dr inż. Jarosława Boryca.



Rys. 14. Remont i konserwacja zabytkowej strugarki

Dzięki staraniom organizatorów Obozu w 2014 r. pozyskano zabytkową wiertarkę ręczną z automatycznym posuwem. Wiertarka, pochodząca z 1926 roku, została przekazana na rzecz Muzeum Techniki NOT w Warszawie przez prywatnego darczyńcę Pana Romana Żabickiego. Wiertarka została zakonserwowana i przygotowana do zamocowania na miejscu ekspozycji. Po ustaleniach z władzami Muzeum miejsca ekspozycji przystąpiono do budowy postumentu, na którym miała być osadzona wiertarka.



Rys. 15. Prace nad postumentem dla zabytkowej wiertarki

Zabytkowa wiertarka ręczna z automatycznym posuwem jest eksponatem pracującym, który w każdej chwili może posłużyć do demonstracji.



Rys. 16. Zabytkowa wiertarka na miejscu ekspozycji

Prace prowadził Błażej Pokorski pod kierunkiem Ireneusza Żabickiego.

7. Międzynarodowa konferencja naukowa w Sielpi

W dniach 9.09÷11.09.2009 r., z okazji 60-lecia Politechniki Częstochowskiej oraz 75-lecia Muzeum Zagłębia Staropolskiego w Sielpi, odbyła się Międzynarodowa Konferencja Naukowa nt.: „Zabytki Starego Hutnictwa jako Dziedzictwo Kulturowe Europy” pod patronatem Przewodniczącego Parlamentu Europejskiego Prof. Jerzego Buzka. Organizatorem konferencji była Politechnika Częstochowska, Muzeum Techniki NOT i Stowarzyszenie Wychowanków Politechniki Częstochowskiej. W organizacji brali udział studenci Koła Naukowego „Piecowników” będący na Obozie „Sielpia 2009”. W konferencji uczestniczyli goście zagraniczni z Belgii, Francji, Chorwacji, Rosji, Czech i Słowacji, przedstawiciele władz NOT, Komitetu Historii Nauki i Techniki PAN, goście z polskich ośrodków naukowych oraz przedstawiciele najwyższych władz ze strony organizatorów.



Rys. 17. Uczestnicy konferencji oraz uroczyste odsłonięcie tablicy pamiątkowej

8. Studenckie życie obozowe

Obozy Naukowe w Sielpi to nie tylko ciężka praca w Muzeum, ale również możliwość odpoczynku i oderwania się od studenckiej codzienności na Uczelni. W ramach pobytu na obozach w Sielpi zorganizowano wiele wycieczek po zabytkach Zagłębia Staropolskiego oraz ciekawych miejscach świętokrzyskiego, w tym m.in.:

- Muzeum Hutnictwa i Przemysłu Maszynowego w Chlewiskach.
- Zabytkowy Zakład Hutniczy w Małeńcu.
- Zabytkowa Kuźnia Wodna w Starej Kuźnicy.
- Muzeum Starożytnego Hutnictwa Świętokrzyskiego im. Mieczysława Radwana w Nowej Słupi.
- Muzeum Przyrody i Techniki "Ekomuzeum" im. Jana Pazdura w Starachowicach.
- Rezerwat Archeologiczny i Muzeum Neolitycznego Górnictwa w Krzemionkach Opatowskich.
- Pałacyk Henryka Sienkiewicza w Oblęgorku – oddział Muzeum Narodowego w Kielcach.
- Zabytkową Hutę Józef w Samsonowie.
- Jura Park w Bałtowie.
- Rezerwat przyrody w Zagnańsku – dąb Bartek.

Studenci organizują sobie również czas we własnym zakresie, co pokazano na rysunku 18.



Rys. 18. Uczestnicy obozów w wolnym czasie

Podsumowanie

Studenckie Obozy Naukowe organizowane są po dziś dzień przez Studenckie Koło Naukowe Piecówników, działające przy Katedrze Pieców Przemysłowych i Ochrony Środowiska. Organizacja obozów jest możliwa dzięki dużemu zaangażowaniu i wsparciu władz Wydziału oraz Politechniki Częstochowskiej, Stowarzyszenia Wychowanków Politechniki Częstochowskiej oraz Kołu

Stowarzyszenia Inżynierów i Techników Przemysłu Hutniczego działającego przy Politechnice Częstochowskiej. Ponadto organizacja obozów była możliwa dzięki pozyskaniu sponsorów, którzy wspomagali obozy finansowo i materiałowo. W ciągu ostatnich 15 lat obóz wsparło ponad 50 instytucji i firm. Od początku istnienia obozów studenci i pracownicy korzystają z doświadczenia i wiedzy kustoszy muzeum. Współpracę rozpoczęli z panem Janem Lipowskim, a obecnie kontynuują ją z panami Aleksandrem Przybysławskim i Bogdanem Lipowskim.

W Studenckich Obozach Naukowych w Sielpi wzięło udział ponad 500 studentów Politechniki Częstochowskiej i ponad 20 pracowników. Wielu byłych obozowiczów wraca w to miejsce podczas kolejnych obozów kierując się sentymentem do czasów studenckich, ale podchodząc również z życzliwością do swoich następców.

Studenckie Obozy Naukowe w Sielpi wnoszą olbrzymi wkład w propagowanie historii zabytków techniki, nie tylko poprzez utrzymywanie ich w odpowiedniej kondycji, ale również poprzez przybliżanie społeczeństwu ich wartości, gdyż zgodnie z maksymą Normana Davisa: ***"Aby człowiek wiedział dokąd idzie, musi wiedzieć skąd przychodzi. Naród bez historii błądzi jak człowiek bez pamięci"*** [7].

Nie należy zapominać o olbrzymiej roli edukacyjnej Obozów Naukowych. Niezwykle ważnym „efektem ubocznym” obozów jest poznawanie przez ich uczestników historii rozwoju przemysłu na ziemiach polskich.

Realizacja programu Obozów połączona jest często z dużym wysiłkiem fizycznym, jak również umysłowym. Uczy zasad konstrukcji maszyn, ich eksploatacji, rysunku technicznego, ślusarstwa, kowalstwa itp. umiejętności. Realizacja corocznych zadań przebiegać musi w sposób zespołowy, wymaga więc wyrabiania poczucia odpowiedzialności za ich wykonanie. Obozy Naukowe w Sielpi przygotowują studentów do podjęcia w przyszłości pracy zawodowej.

Literatura

1. Jasiuk J.: Obronca zabytków techniki. Przegląd Techniczny, nr 25, 2005.
2. Kieloch M., Boryca J.: Historia studenckich obozów naukowych. Mat. Międzynarodowej Konferencji Naukowej „Zabytki Starego Hutnictwa jako Dziedzictwo Kulturowe Europy”, Sielpia 2009, s. 71÷77.
3. Kieloch M., Twardowski H.: Rekonstrukcja pieca pudlingowego w Muzeum Zagłębia Staropolskiego w Sielpi. Mat. Międzynarodowej Konferencji Naukowej „Zabytki Starego Hutnictwa jako Dziedzictwo Kulturowe Europy”, Sielpia 2009, s. 64÷70.
4. Kieloch M., Maroszek A., Dąbrowska M.: Rekonstrukcja pieca pudlingowego w Sielpi Wielkiej, Materiały konferencyjne, Dzierżoniów 2005.
5. Dąbrowska M., Kieloch M.: Piec Pudlingowy. „Dziedzictwo przemysłowe elementem kształtowania świadomości narodowej”. Materiały konferencyjne VI międzynarodowej Studenckiej sesji naukowej, Katowice 2004.
6. Boryca J., Kieloch M., Wysocki A., Żabicki I.: Remont i konserwacja zabytkowego koła wodnego w Muzeum Zagłębia Staropolskiego. Mat. Międzynarodowej Konferencji Naukowej „Zabytki Starego Hutnictwa jako Dziedzictwo Kulturowe Europy”, Sielpia 2009, s. 13÷19.
7. Davies N.: Boże igrzysko. Historia Polski, Znak, Kraków 2006.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЦИРКУЛЯЦИИ В РЕГЕНЕРАТИВНОЙ НАГРЕВАТЕЛЬНОЙ ПЕЧИ

THE STUDY OF RECIRCULATION IN THE HEATING FURNACE EQUIPPED WITH REGENERATORS

*Ерёмин А.О. *, Воробьёва Л.А. *, Zajemska M.**, Radomiak H.***

*Кафедра экологии, теплотехники и охраны труда, Национальная металлургическая академия Украины, **Katedra Pieców Przemysłowych i Ochrony Środowiska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, Politechnika Częstochowska

Abstract

The paper presents the results of study of the heating furnace which is equipped with modern regenerators for high temperature air heating. The influence of air temperature changes on recirculation multiplicity factor of combustion gases in the furnace's workspace was researched. It was shown that recirculation makes it possible to improve the uniformity of the temperature field of combustion gases twice.

Введение

Применение современных регенеративных теплообменников, в которых используется насадка с высокоразвитой поверхностью теплообмена, позволяет снизить на 30-50% расход топлива в металлургических печах, ранее не оборудованных устройствами для утилизации теплоты дымовых газов. Однако, высокотемпературный подогрев воздуха является причиной возникновения зон горения с повышенной температурой, что может привести к нежелательным последствиям: угару металла, активному образованию оксидов азота, износу футеровки и оплавлению нагреваемых изделий.

Реверс печных газов, характерный для регенеративных печей, частично устраняет температурную неравномерность в рабочем пространстве. Также повышению равномерности и стандартности нагрева способствуют такие факторы, как длина зоны горения и рециркуляция печных газов.

Во время работы регенераторов температура подогрева воздуха периодически изменяется от максимального своего значения до минимального уровня, которые остаются неизменными при работе регенераторов в квазистационарном режиме. При изменении температуры воздуха, выходящего из регенераторов, периодически изменяется действительный расход воздуха горения, его скорость истечения из горелок и, соответственно, его расходная кинетическая энергия. От энергии циркуляции печных газов зависит кратность рециркуляции греющей среды

в печи. Представляет интерес, каким образом влияют колебания температуры подогрева воздуха в регенераторах на газодинамические характеристики печных газов и равномерность температурного поля в регенеративной печи.

1. Математическая модель регенеративной нагревательной печи с рециркуляцией печных газов. Постановка задачи.

Математическая модель состоит из двух сопряженных блоков: расчёта газодинамических характеристик печных газов и теплообмена в рабочем пространстве регенеративной нагревательной печи и расчёта регенераторов с высокоэффективной насадкой для подогрева воздуха, идущего на горение. Описание математической модели тепловой работы рециркуляционной печи и исходные данные для моделирования приведены в работе [1], а постановка задачи расчёта компактного регенеративного теплообменника – в статье [2].

Отличительной особенностью первой модели [1] является учёт как крупномасштабной, так и локальной (местной) рециркуляции, которая имеет место в печах с петлеобразной траекторией движения печных газов.

В работе [1] исследовано влияние величины безразмерной объёмной зоны тепловыделения, мелкомасштабной и крупномасштабной рециркуляции на равномерность и стандартность температурного поля в рабочем пространстве печи. Результаты исследования влияния реверса печных газов приведены в статье [3]. Показано, что с точки зрения равномерности температурного поля в печи длина объёмной зоны тепловыделения должна равняться полной траектории движения печных газов, а кратность крупномасштабной рециркуляции должна изменяться в пределах $K_{\text{рец}} = 1,5 \div 5$ в зависимости от типа печи. Также определено существенное влияние локальной мелкомасштабной рециркуляции и реверса печных газов на формирование температурного поля в печи. Так, возможное снижение перепада температуры по длине печи вследствие реверса печных газов составляет 1,5 и более раз.

Характерной особенностью регенеративного подогрева воздуха является нестационарность температурного поля в насадке регенераторов, периодическое изменение температуры подогрева воздуха и отходящего дыма. При длительном времени работы регенеративной системы отопления печи, работающей с постоянной тепловой мощностью (и постоянным расходом теплоносителей, идущих через насадку регенераторов), регенераторы переходят в квазистационарный режим работы.

В работе [5] исследовали влияние времени между перекидками клапанов регенеративной системы отопления (или, иначе, времени между реверсом печных газов) $\tau_{\text{рев}}$ на величину перепада температуры подогрева воздуха в регенераторах за цикл $\Delta t_{\text{рг}}^{\text{возд}}$. Результаты расчетов температуры воздуха на выходе из насадки регенератора приведены в таблице 1.

Таблица 1.

Зависимость перепада температуры подогрева воздуха в регенераторах за цикл от времени между реверсом печных газов

$\tau_{\text{рев}}$, минуты	1	2	3	4	5	7	10	15
$\Delta t_{\text{РГ}}^{\text{возд}}$, °C	37,5	82	125	167	204	274	372	512

Так как в современных регенераторах с высокоразвитой поверхностью теплообмена с шариковой, трубчатой или сотовой насадкой время между перекидкой клапанов составляет 2÷5 минут, то колебания температуры подогрева воздуха в регенераторах не превышают 200°C. Результаты расчётов согласуются с практическими данными по эксплуатации регенеративных нагревательных печей.

Колебания температуры подогрева воздуха изменяют его газодинамическую характеристику, от которой зависят условия перемешивания реагентов горения и организации распределённого сжигания топлива, уровень величины рециркуляции печных газов.

Расчёты показывают, что изменение температуры подогрева воздуха с 1000°C до 900°C в пределах каждого цикла работы регенератора в квазистационарном состоянии приводит к периодическому 10% изменению действительного расхода и скорости истечения воздуха из сопла горелки. Отношение расходного количества движения топлива к общему импульсу реагентов горения в этих пределах изменения температуры подогрева воздуха составляет 53,4÷55,4%, что не сказывается на условиях смешивания топлива и воздуха и не переводит объёмно-регенеративный способ сжигания топлива в факельный [4]. Следует отметить, что и при более существенных колебаниях температуры подогрева воздуха в регенераторах (в работе [5] рассматривали влияние максимального изменения температуры подогрева воздуха в регенераторах до 400°C) не изменяется режим горения в печи и на качество нагрева металла и производительность печи это практически не влияет.

В то же время кратность рециркуляции продуктов сгорания в рабочем пространстве напрямую зависит от расходных характеристик печных газов и может быть найдена по формуле:

$$K_{\text{печ}} = \sqrt[3]{\frac{\rho_m \cdot \bar{w}_m^2 \cdot V_m \cdot \left(\frac{T_z}{273}\right)^2 + \rho_g \cdot \bar{w}_g^2 \cdot V_g \cdot \left(\frac{T_g}{273}\right)^2 - \rho_d \cdot \bar{w}_d^2 \cdot V_d \cdot \left(\frac{T_d}{273}\right)^2}{\lambda_{\text{экв}} \cdot \left(\frac{T_d}{273}\right)^2 \cdot \sum_{i=1}^i \left(\frac{L_{\text{ср}i}}{d_{\text{экв}i}} \cdot \rho_{di} \cdot \bar{w}_{di}^2 \cdot V_d\right)}} =$$

$$= \sqrt[3]{\frac{2 \cdot N_{\text{уд}}}{\lambda_{\text{экв}} \cdot \frac{T_d}{273} \cdot \sum_{i=1}^4 \left(\frac{L_{\text{ср}i}}{d_{\text{экв}i}} \cdot \rho_{di} \cdot \bar{w}_{di}^2\right)}}}$$

Здесь: $\bar{w}_m, \bar{w}_g, \bar{w}_d$ – среднерасходные скорости топлива, воздуха и дыма, м/с; V_m, V_g, V_d – объёмный действительный расход топлива, воздуха и дыма, м³/с; T_z, T_g, T_d – температура топлива, воздуха горения и дымовых газов на выходе из печи, К; ρ_m, ρ_g, ρ_d – плотность топлива и воздуха и дыма, кг/м³; $\lambda_{\text{экв}}$ – коэффициент потерь энергии при циркуляционном движении печных газов; $L_{\text{ср}i}$ – средняя длина траектории движения печных газов на i-м участке, м; $d_{\text{экв}i}$ – эквивалентный диаметр среднего сечения потока дымовых газов на i-м участке в печи, м; i – номер участка траектории движения печных газов.

Второе слагаемое числителя $\rho_g \cdot \bar{w}_g^2 \cdot V_g \cdot \left(\frac{T_g}{273}\right)^2$ является удвоенной величиной расходной кинетической энергии воздуха горения и отражает влияние уровня подогрева воздуха на кратность рециркуляции печных газов.

2. Исследования крупномасштабной рециркуляции печных газов при переменной температуре воздуха в минирегенераторах.

В качестве исходных данных принимали, что нагревательная печь (нагревательный колодец, оборудованный современными малогабаритными регенераторами) отапливается коксо-доменной смесью. Максимальный расход топлива – 1500 м³/час=0,417 м³/с. Максимальный расход воздуха $V_B = 5000$ м³/ч=1,4 м³/с. Максимальная температура подогрева воздуха в шариковых регенераторах $t_B=1100^\circ\text{C}$. Расход дымовых газов $V_D = 1,4$ м³/с. Проходное сечение: газового сопла $F_G = 0,0088$ м², воздушных и дымовых каналов горловины $F_B = F_D = 0,3265$ м², дымовых окон в стенах колодца $F_{\text{ОК}}=0,3515$ м² принимались по существующей конструкции колодца.

В таблице 2 приведены результаты исследования влияния изменения температуры подогрева воздуха в процессе работы регенератора на динамические характеристики печных газов.

Таблица 2.

Динамические характеристики печных газов

Характеристики	Температура подогрева воздуха в регенераторах, °С				
	700	800	900	1000	1100
Действительная средняя скорость воздушной струи, м/с	15,33	16,9	18,48	20,05	21,63
Расходная кинетическая энергия воздушной струи, Вт	423	515	615	725	843
Удельная энергия циркуляции, Дж/м ³	30,66	36,07	42,01	48,48	55,48
Кратность рециркуляции	1,5	1,6	1,68	1,76	1,84

Следует отметить, что при разогреве печи с металлом от 600°С, температура подогрева воздуха не превышает 450÷500°С. Даже при таком низком уровне температуры печные газы обладают необходимой энергией циркуляции, которая достаточна для обеспечения кратности рециркуляции $K_{\text{рец}} = 1,3 \div 1,34$, что говорит о правильной организации движения газов в рабочем пространстве печи.

Результаты исследований показывают, что за счет увеличения удельной энергии циркуляции печных газов при их нагревании существенно возрастает кратность крупномасштабной рециркуляции. Более высокий уровень импульса воздушной струи и удельной энергии циркуляции печных газов способствует увеличению длины траектории их движения, величины объёмной зоны тепловыделения и расходной теплоёмкости циркулирующих потоков за счёт вовлечения в совместное движение по траектории рециркулирующих объёмов газа. Вследствие этого распределение теплоты по длине траектории движения печных газов становится более равномерным, а перепад температуры уменьшается.

Выводы

Кратность рециркуляции печных газов существенно влияет на температурное поле в печах и, соответственно, на равномерность и стандартность нагрева металла. Изменение температуры подогрева воздуха в регенераторах на протяжении одного периода между перекидкой клапанов и реверсом печных газов обеспечивает достаточную энергию печных газов для их рециркуляции в печи. При этом кратность рециркуляции при колебаниях температуры воздуха горения в 100°С

изменяется на $6\div 7\%$. Необходимая величина кинетической энергии достигается уже при $t_{в\ пер} = 500^{\circ}\text{C}$.

Как показали расчётные исследования и промышленные испытания регенеративного нагревательного колодца с высокотемпературным подогревом воздуха [5] кратность рециркуляции $K_{\text{рец}} = 1,68\div 1,84$ обеспечивает малоокислительную атмосферу в рабочем пространстве, стандартное и равномерное температурное поле по высоте и одинаковые условия нагрева для всех слитков. Максимальный перепад температуры по высоте слитка уменьшается с 50°C (в аналогичной конструкции типового рекуперативного колодца без выраженной рециркуляции печных газов) до $25\div 35^{\circ}\text{C}$. Перепад температуры по высоте рабочей камеры печи также меньше в 2 раза, чем в типовом рекуперативном нагревательном колодце.

Литература

1. Ерёмин А.О.: Организация регламентированного сжигания топлива в нагревательных печах с целью создания равномерного температурного поля. *Металлургическая теплотехника: сб. науч. тр. НМетАУ., Днепропетровск: Новая идеология, 2012, в. 4(19), с. 78÷83.*
2. Воробьева Л.А., Губинский В.И.: Сравнительные характеристики регенеративных горелок с шариковой и трубчатой насадкой. *Металлургическая теплотехника: сб. научн. тр. Национальной металлургической академии Украины, 2008, с. 55÷68.*
3. Ерёмин А.О.: Исследование реверса печных газов в нагревательных печах. *Технічна теплофізика та промислова теплоенергетика: збірник наукових праць, в. 6, Нова ідеологія, 2014, с. 56÷62.*
4. Ерёмин А.О.: Динамические характеристики топлива и воздуха в горелочных устройствах при объёмно-регенеративном способе сжигания топлива в промышленных печах. *Металлургическая теплотехника: сборник научных трудов НметАУ, Днепропетровск: Новая идеология, 2009, в. 1(16), с. 102÷109.*
5. Ерёмин А.О., Сибирь А.В.: Качество нагрева металла в камерных печах при высокотемпературном подогреве воздуха в малогабаритных регенераторах. *Металлургическая и горнорудная промышленность, 2010, № 6, с. 94÷98.*

ОЦЕНКА ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ РЕКОНСТРУКЦИИ КОЛЬЦЕВОЙ ПЕЧИ

COST-EFFECTIVENESS ANALYSIS OF THE ANNULAR FURNACE RECONSTRUCTION

*Гупало Е.В. *, Ерёмкина О.Л. **, Воруса J. ****

*Национальная металлургическая академия Украины, механико-машиностроительный факультет, кафедра экологии, теплотехники и охраны труда, **Национальная металлургическая академия Украины, факультет экономики и менеджмента, кафедра учета и аудита, ***ТУ Ченстохова, Факультет Инженерии Производства и Технологии Материалов, Кафедра промышленных печей и охраны среды

Abstract

The paper considers the use of oxygen enriched air for the annular furnace and the cost-effectiveness of the furnace reconstruction. On the basis of fuel and oxygen consumptions, the payback period of the capital expenditure of the furnace reconstruction was calculated. It was shown that the furnace reconstruction can provide the fuel economy up to 37 % and the payback period of the investment is less than one year.

Введение

При комплексном подходе к технологическим и теплотехническим процессам, проходящим в нагревательных устройствах металлургии, целью теории печей является их конструирование и эксплуатация при условии обеспечения современных технико-экономических показателей, удовлетворение всем технологическим требованиям к производимой продукции и соответствие печей и процессов экологическим требованиям [1].

В прокатных цехах металлургических предприятий для нагрева заготовок перед обработкой давлением широко используются печи непрерывного действия, отапливаемые, как правило, природным газом. Повышение энергоэффективности печей может быть достигнуто путем обогащения воздуха горения технологическим кислородом. Увеличение содержания кислорода в воздухе горения уменьшает удельный выход продуктов сгорания, в результате чего снижаются потери теплоты с уходящим дымом, увеличиваются коэффициенты использования теплоты топлива и полезного действия печи.

1. Содержание реконструкции кольцевой печи

В [2] выполнены исследования тепловой работы кольцевой печи при обогащении воздуха горения кислородом. При выполнении расчетов принято: печь отапливается природным газом с теплотой сгорания

35,513 МДж/м³; производительность печи 60 т/ч; содержание кислорода в воздухе горения изменяется в пределах 21÷37% ($K_{O_2} = 0,21 - 0,37$). Результаты исследований приведены на рис. 1 в виде зависимостей удельных расходов природного газа и технологического кислорода от степени обогащения воздуха горения. Как видно из рисунков, максимальная экономия природного газа 7,68 м³/т обеспечивается при содержании кислорода в воздухе 37%. При этом удельный расход технологического кислорода составляет 37,66 м³/т.

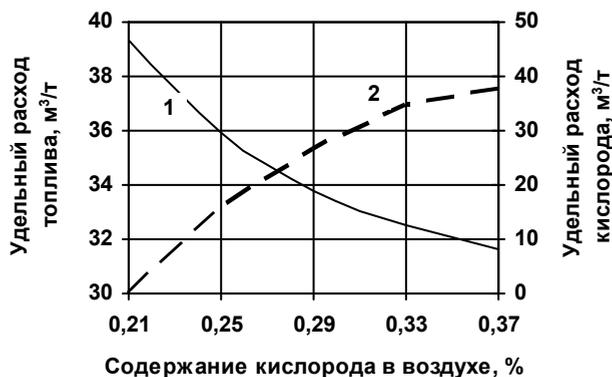


Рис. 1. Изменение удельных расходов топлива (1) и кислорода (2) при обогащении воздуха горения

Переход на работу с обогащенным воздухом предусматривает оборудование печи дополнительным трубопроводом для подачи технологического кислорода, а также реконструкцию автоматической системы управления технологическим процессом, включающую приобретение дополнительных средств автоматизации (промышленного компьютера, датчиков технологической информации, вторичных приборов), расходы на разработку и внедрение системы управления. Общая сумма капитальных затрат составляет 9 024 тыс. грн.

Снижение себестоимости продукции от внедрения мероприятия определяется как:

$$\Delta C = (C_{nz} \cdot b_{nz} - C_{O_2} \cdot b_{O_2}) \cdot 10^{-3} \text{ грн/т}, \quad (1)$$

где C_{nz} , C_{O_2} – цена природного газа и технологического кислорода, грн/тис. м³; b_{nz} – удельная экономия природного газа, м³/т; b_{O_2} – удельный расход технологического кислорода, м³/т.

По данным работы [3] энергетические затраты на производство

кислорода зависят от применяемой технологии и составляют от 330 до 1150 кВт·ч/тыс. м³ кислорода.

В среднем на украинских предприятиях эта величина соответствует 420 кВт·ч/тыс. м³. Тогда при существующей стоимости электроэнергии 2,02 грн/кВт·ч цена кислорода достигает 848,4 грн/тыс. м³.

Ориентировочно (без учёта амортизации оборудования и налоговых отчислений) срок окупаемости капитальных затрат на реконструкцию печи можно определить как:

$$T = \frac{KЗ}{\Delta C \cdot П \cdot T_{\phi}}, \text{ лет}, \quad (2)$$

где $KЗ = 9\,024\,000$ грн – капитальные затраты; $П = 60$ т/ч – производительность печи; $T_{\phi} = 7000$ ч/год – фактическое время работы.

На рис. 2 показано снижение себестоимости и ориентировочного срока окупаемости реконструкции печи в зависимости от принятой степени обогащения воздуха горения кислородом при цене природного газа 9005,32 грн/тыс.м³.



Рис. 2. Снижение себестоимости продукции (1) от внедрения мероприятия и ориентировочного срока окупаемости капитальных затрат (2) в зависимости от принятой степени обогащения воздуха горения кислородом

Как видно из рис. 2, увеличение степени обогащения воздуха горения кислородом обеспечивает снижение себестоимости продукции и сокращает срок окупаемости мероприятия с 1,5 лет до 8,3 месяца. Максимальный экономический эффект достигается при содержании кислорода в воздухе горения 37%.

2. Чистая текущая стоимость реконструкции кольцевой печи

При обосновании эффективности проекта реконструкции системы отопления кольцевой печи можно использовать метод оценки инвестиционных проектов, основанный на методологии дисконтирования денежных потоков. Одним из таких инструментов является NPV (Net Present Value) – метод чистой текущей стоимости. Величина NPV отражает чистую текущую стоимость и рассчитывается как разность между инвестициями и будущими доходами в денежной величине, приведенной к началу реализации проекта, то есть с учетом ставки дисконтирования.

При расчете чистой текущей стоимости предложенного мероприятия принимаем период равным 4 годам. Ставку дисконта принимаем равной банковскому проценту платы за кредит 25%.

Чистый денежный доход определяется как сумма годового прироста прибыли ($\Delta\Pi$) и амортизации от дополнительных капитальных вложений в основные фонды (ΔA) при реализации проекта с учетом налога на прибыль (ΔH).

$$CF = \Delta\Pi + \Delta A - \Delta H, \text{ тыс. грн} \quad (3)$$

При норме амортизации $H_{ам} = 25\%$ и величине налога на прибыль $НП = 18\%$:

$$\begin{aligned} \Delta\Pi &= \Delta C \cdot V_{np} = (C_{nc} \cdot b_{nc} - C_{O2} \cdot b_{O2}) \cdot 10^{-3} \cdot П \cdot T_{\phi} = \\ &= (9005,32 \cdot 7,68 - 848,4 \cdot 37,66) \cdot 10^{-3} \cdot 60 \cdot 7000 = 15628,247 \text{ тыс. грн}, \end{aligned}$$

$$\Delta A = \frac{K3 \cdot H_{ам}}{100} = \frac{9024000 \cdot 25}{100} = 2256 \text{ тыс. грн},$$

$$\Delta H = 15628,247 \cdot \frac{18}{100} = 2849,084 \text{ тыс. грн}.$$

Чистый денежный поток для варианта реконструкции кольцевой печи с обогащением воздуха для горения топлива до 37% составит:

$$CF = \Delta\Pi + \Delta A - \Delta H = 15628,247 + 2256 - 2849,084 = 15035,163 \text{ тыс. грн}.$$

Определим чистую текущую стоимость предложенного мероприятия для варианта $K_{02} = 0,37$.

$$NPV = CF_0 + \frac{CF_1}{(1+r)^1} + \frac{CF_2}{(1+r)^2} + \dots + \frac{CF_n}{(1+r)^n}, \quad (4)$$

где CF_0 – отрицательный денежный поток (капитальные затраты на реализацию проекта), тыс. грн; $CF_1 \dots CF_n$ – положительный денежный поток (чистый доход) по годам функционирования проекта, тыс. грн; n – срок функционирования проекта в годах; r – ставка дисконта.

$$\begin{aligned} NPV &= CF_0 + \frac{CF_1}{(1+r)^1} + \frac{CF_2}{(1+r)^2} + \dots + \frac{CF_n}{(1+r)^n} = \\ &= -9024 + \frac{15035,163}{(1+0,25)^1} + \frac{15035,163}{(1+0,25)^2} + \frac{15035,163}{(1+0,25)^3} + \frac{15035,163}{(1+0,25)^4} = \\ &= 26483,04 \text{ тыс. грн.} \end{aligned}$$

Положительное значение чистой текущей стоимости проекта показывает, что предполагаемое мероприятие эффективно и целесообразно. Годовой прирост чистой прибыли:

$$\Delta ЧП = \Delta П \cdot \left(1 - \frac{НП}{100}\right) = 15628,247 \cdot \left(1 - \frac{18}{100}\right) = 12815,163 \text{ тыс. грн.}$$

Срок окупаемости мероприятия:

$$T = \frac{КЗ}{\Delta ЧП + \Delta А} = \frac{9024}{12815,163 + 2256} = 0,6 \text{ года} = 7,2 \text{ месяца}.$$

Результаты расчёта накопленного денежного дохода по годам реализации предложенного проекта представлены в таблице 1

Таблица 1.

Расчет накопленного денежного дохода

№ п/п	Наименование показателей	Годы				
		0	1	2	3	4
1	Капитальные вложения, тыс. грн	9024	-	-	-	-
2	Накопленный денежный доход, тыс. грн	-	3004	12627	20325	26483

Выводы

Обогащение кислородом воздуха горения в промышленных печах является эффективным способом экономии топлива. Реализация проектных решений позволит снизить себестоимость готовой продукции на 37,21 грн/т, что обеспечит годовой прирост чистой прибыли – 12815 тыс. грн. Ежегодный чистый денежный доход составит 15035 тыс. грн при сроке окупаемости мероприятия 7,2 месяцев.

Библиографический список

1. Ерёмин А.О.: Современные способы отопления нагревательных печей. Металлургическая теплотехника: сборник научных трудов НметАУ, Днепропетровск, Новая идеология, 2008, с. 139÷151.
2. Гупало Е.В., Стромченко А.С., Яшный В.В.: Использование технологического кислорода в нагревательных печах трубопрокатного цеха. Металургія: Збірник наукових праць, Запоріжжя, ЗДІА, 2016, в. 1(35), с. 84÷87.
3. Карп И.Н., Зайвий А.Н., Марцевой Е.П., Пьяных К.Е.: Использование кислорода и обогащенного кислородом воздуха в нагревательных печах, колодцах, стендах разогрева сталеразливочных ковшей. Энерготехнологии и ресурсосбережение, 2012, № 3, с. 18÷29.

К ВОПРОСУ О ПОСТАНОВКЕ ЗАДАЧ И ВЫБОРЕ МЕТОДИК ПО ЗАЩИТЕ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ ОТ ЗАГРЯЗНЕНИЙ

THE ISSUE OF THE POSING THE TASK AND CHOICE OF METHODS TO PROTECT THE ENVIRONMENT FROM POLLUTION

Матухно Е.В.

Национальная Металлургическая академия Украины, Механико-машиностроительный факультет, Кафедра экологии, теплотехники и охраны труда

Abstract

The analysis of environmentally innovative approaches to environmental protection is done. It was found that the development of the protection of the environment should take into account the ways of ecosystems to self-cleaning. The main objective of the development of technical methods purification environment should be regarded as the acceleration of natural processes of self-cleaning and the development of their technical counterparts.

1. Постановка проблемы

В доиндустриальную эпоху развития биосферы самоочищение среды полностью уравновешивало ее загрязнение. Однако в процессе научно-технической революции буферность экосистем и биосферы в целом сильно уменьшилась вследствие небывалого накопления в окружающей среде ксенобиотиков, губительно действующих на природные детоксикаторы. В связи с этим возникла необходимость в четком экологическом прогнозировании степени загрязнения окружающей среды с учетом ее способности к самоочистке, в разработке организационных, правовых, технологических мер охраны биосферы и ее компонентов от загрязнения.

2. Цель исследования

Поиск экологически безопасных инновационных подходов к защите окружающей среды от загрязнений.

3. Исследования

Количество загрязняющих веществ в мире огромно, и число их по мере развития новых технологических процессов постоянно растет. В этом отношении «приоритет», как в локальном, так и в глобальном масштабе, экологи отдают следующим загрязняющим веществам:

- диоксиду серы (с учетом эффекта вымывания диоксида серы из атмосферы и попадания образующихся при этом серной кислоты и сульфатов на растительность, почву и в водоемы);

- тяжелым металлам: в первую очередь свинцу, кадмию и особенно ртути (с учетом цепочек ее миграции и превращения в высокотоксичное соединение метилртуть);
- некоторым канцерогенным веществам, в частности бенз(а)пирену;
- нефти и нефтепродуктам в морях и океанах;
- хлорорганическим пестицидам;
- оксиду углерода и оксидам азота.

Этот перечень, безусловно, должен быть дополнен радионуклидами и другими радиоактивными веществами.

Поэтому основным инструментом исследования (с учетом «приоритетных» загрязнителей) следует считать экологическую химию. Предмет изучения экологической химии – химические процессы в атмосфере, гидросфере, литосфере и биосфере, происходящие под влиянием антропогенной деятельности. Но данная наука изучает как вопросы антропогенного загрязнения, так и естественные химические процессы, происходящие в окружающей среде. Одна из задач экологической химии – разработка новых способов утилизации и обезвреживания отходов, очистки воздуха и сточных вод, восстановления почв на основе инновационных химических технологий (в том числе с использованием достижений других областей знаний), значительно снижающих отрицательное воздействие на окружающую среду.

При постановке задач по защите окружающей среды от загрязнений необходимо учитывать, что существует множество естественных природных процессов химической, физико-химической и биологической нейтрализации (обезвреживания) вредных веществ. Эти процессы носят общее название - самоочищение окружающей среды [1].

Механизмы самоочищения различных сред (воздух, вода, почвы) отличаются.

Самоочищение атмосферы - частичное или полное восстановление естественного состава воздуха вследствие удаления примесей под воздействием природных циркуляционных процессов, температурного режима, количества выпадающих осадков, взаимодействия с литосферой и гидросферой, деятельности микроорганизмов, особенностей подстилающей поверхности (растительности) [2].

Механизмы процессов самоочищения водоёмов делятся на физические (оседание суспендированных частиц, испарение и другие); химические (окисление веществ кислородом и перекисью водорода, растворенными в воде, коагуляция и осаждение, гидролиз токсикантов); биологические (включение загрязняющих веществ в обменные процессы гидробионтов, их разрушение или перевод в другие, не токсичные формы в процессе жизнедеятельности водных живых организмов). В самоочищении водоёмов принимают участие все гидробионты, но главную роль играют бактерии, грибы, простейшие и многоклеточные животные-фильтраторы [2].

Самоочищение почвы зависит от структуры почвы, ее химического состава, физических свойств, бактериальной микрофлоры, времени года и степени загрязнения [3].

Таким образом, самоочищение – способность компонентов окружающей среды под действием солнечного света, воды, температурных режимов, работы микроорганизмов и других факторов обезвреживать загрязняющие вещества и превращать их в безвредные.

Самоочищение зависит, прежде всего, от буферной емкости экосистемы (на планетарном уровне – от буферности биосферы), то есть от способности экосистемы противостоять загрязнению; от количества загрязнителя, которое экосистема может поглотить без заметных отрицательных последствий для нее.

Интенсивность самоочищения среды зависит от количества ультрафиолетовой радиации, суммы активных температур, наличия окислителей и других факторов. В южных широтах процесс самоочищения среды происходит значительно быстрее, чем в северных, зимой – медленнее, чем летом [4, 5].

Анализ литературных источников [6, 7] показывает, что человек, своим вмешательством в процессы естественной природной очистки, зачастую приносит больше вреда, чем пользы. Природа сама прекрасно наводит порядок, если ей не мешать. Например, в 80-х годах прошлого века было замечено, что территории, подвергшиеся загрязнению нефтью, через год практически самовосстановились, а там, где производились работы по очистке, и по истечению трех лет положение было удручающим [7, 8]. Поэтому необходимо тщательно анализировать вопрос о том, в каком случае технические и организационные решения по очистке экосистем не будут мешать, а будут способствовать природным процессам самоочистки.

С учетом резкого уменьшения буферности экосистем в процессе антропогенной деятельности, основной задачей при разработке технических способов очистки окружающей среды следует считать ускорение природных процессов самоочистки, разработку их технических аналогов, способов адаптации загрязнителей и их количественных выбросов к возможностям процессов природной очистки.

По мнению автора, при разработке технических решений по очистке от загрязнителей с учетом самоочистительного потенциала окружающей среды можно использовать следующие подходы:

- если загрязнение окружающей среды происходит в дискретном режиме (периодически), то следует предусмотреть накопительные емкости для сбора вредных веществ (буферизацию вредных веществ) с последующей выдачей их в окружающую среду равномерно в небольших количествах (рассредоточено), без превышения буферной емкости экосистемы, что позволит эффективно использовать природные процессы самоочистки;

- также возможно частичное обезвреживание (адаптация) ксенобиотиков техническими методами, с последующей окончательной их утилизацией в природе за счет самоочистительного потенциала сред или экосистем. Такой подход можно сопоставить с природными процессами, происходящими, например, с органическими веществами в почвах. Так, процесс самоочищения почвы от органических веществ проходит в три этапа: минерализация, гумификация, нитрификация. Минерализация-это процесс разложения крупных органических молекул на более мелкие. Происходит как в аэробных, так и в анаэробных условиях. Гумификация-процесс образования гумуса (перегноя). После образования гумуса в почве нет патогенных микроорганизмов. Нитрификация-процесс окисления органических веществ до минеральных солей, доступных для растений. Происходит только в аэробных условиях.

При использовании предложенного подхода человек будет брать на себя первые этапы очистки (обезвреживания), а завершит процесс Природа. Примером такого решения могут служить биофильтры, в которых совмещены механические методы очистки (фильтрация) и биологические (био пленка). Также в качестве накопительных емкостей, в которых помимо сбора происходят первые этапы очистки, могут выступать, например, отстойники. Отстоянная вода может в небольших количествах возвращаться в водоемы для дальнейшей природной доочистки.

Выводы

Вопросы охраны окружающей среды тесно связаны с созданием эффективных и безопасных процессов очистки, что требует времени и серьезных капитальных затрат. Поэтому актуальной задачей становится поиск оптимального соотношения и комбинирования традиционных и нетрадиционных решений по защите окружающей среды.

При осуществлении очистки экосистем от накопившихся и неуправляемо образующихся загрязнителей следует учитывать и применять как технические и организационные способы, так и способность природы к самоочищению. Это позволит с высокой степенью достоверности прогнозировать результаты процессов очистки, а так же воздействия на экосистему конечных продуктов очистных технологий. При этом предпочтительными следует считать технологии «экологически безопасные», в результате которых будет происходить разделение загрязнителей (химических, биологических) на исходные безвредные компоненты (или на исходные продукты, участвующие в технологических процессах) по аналогии с самоочищением или с привлечением естественных природных процессов самоочистки.

Литература

1. Гейвандов Э.А.: Экология: словарь-справочник. В 2-х т. Т.2. М.: Культура и традиции, 2002.
2. Запольский А.К., Салюк А.І.: Основы екології. К.: Вища школа, 2004.
3. ДСТУ 3980-2000. Ґрунти. Фізико-хімія ґрунтів Терміни та визначення. Київ. Держстандарт України. 2000.
4. Вронский В.А.: Прикладная экология. Ростов на Дону: Феникс, 1996.
5. Природопользование. Учебник Под ред. проф. Э.А. Арустамова. М.: Издательский Дом „Дашков и К”, 2000.
6. Синельников В.Е.: Механизм самоочищения водоемов. М.: Стройиздат, 1980.
7. Путилов А.В., Копреев А.А., Петрухин Н.В.: Охрана окружающей среды. М.: Химия, 1991.
8. Геология, разработка, эксплуатация и экология нефтяных месторождений. Сборник научных трудов, Уфа: Геопроект, 2006.

ПРИМЕНЕНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ ОТОПЛЕНИЯ В НАГРЕВАТЕЛЬНОЙ ПЕЧИ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ С РЕГЕНЕРАТИВНЫМИ ГОРЕЛКАМИ

THE APPLICATION OF ADDITIONAL COMBUSTION SYSTEM FOR BATCH HEATING FURNACE WITH REGENERATIVE BURNERS

Романько Я.В., Романько Н.В.

НМетАУ (Украина), Кафедра экологии, теплотехники и охраны труда

Abstract

The batch heating furnace operating with regenerative burners was analyzed. The influence of different factors for furnace efficiency was studied using earlier proposed mathematical model. It was shown that regenerative heating system becomes ineffective during the holding period. The installation of additional different types burners of small capacity was studied to decrease operation costs and for uniform heating. The efficiency of each modernization variant was checked.

Введение

Оборудование нагревательных печей регенеративными горелками обеспечивает глубокую утилизацию тепла продуктов сгорания и, соответственно, уменьшение расхода топлива. Однако, это требует значительных капитальных затрат, существенно превышающих затраты на обычные системы отопления. Поэтому регенеративные горелки, в основном, устанавливают на высокопроизводительных нагревательных печах непрерывного действия [1, 2].

1. Анализ регенеративных систем

В последнее время регенеративные системы отопления находят применение и в нагревательных печах периодического действия [3, 4]. При этом возникают дополнительные трудности, обусловленные тем, что в этих печах тепловая мощность может существенно изменяться в процессе нагрева. Наиболее значительное падение мощности обычно происходит в периоды выдержки, особенно при термической обработке стальных изделий. В то же время, в системах отопления с регенеративными горелками система автоматики обычно ограничивает возможность снижения тепловой мощности горелки от номинальной на 25÷30% [5]. Это связано с изменением характеристик факела, что приводит к ухудшению теплообмена в печи и повышенной неравномерности нагрева изделий. Для решения такой проблемы применяется способ “каскадной” работы регенеративной системы отопления [3, 5]. В этом случае каждая включенная горелка работает в течение короткого промежутка времени на номинальной мощности, а остальные горелки при этом отключены. Затем

отработавшие горелки выключаются, и на номинальной мощности работают следующие горелки и т.д.

Для организации каскадной работы регенеративных горелок на печи должна быть установлена специальная автоматика. Кроме того, многочисленные отсечные электромагнитные клапаны имеют ограниченный ресурс срабатывания. Все это усложняет и удорожает эксплуатацию регенеративной системы отопления. В то же время, в периоды каскадной работы расход топлива на печь и, соответственно, его экономия минимальны.

Альтернативой каскадной системе может быть оборудование печи дополнительной системой отопления на основе горелок малой мощности. Номинальные характеристики этих горелок должны соответствовать тепловой мощности печи в периоды выдержки. При падении тепловой мощности ниже определенного уровня основная регенеративная система отключается, и печь отапливается с помощью дополнительных горелок. Наиболее просто такой подход может быть реализован при реконструкции печи с обычной системой отопления. В этом случае используется существующий рекуператор и другое оборудование, что снижает капитальные затраты на переоборудование печи. Вариант такой комбинированной системы показан на рис. 1.

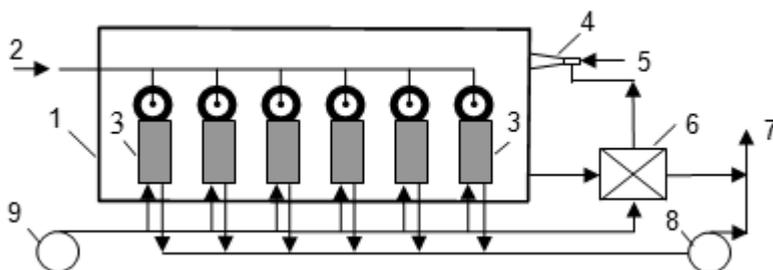


Рис. 1. Схема нагревательной печи с дополнительными двухпроводными горелками и рекуператором

1 – печь, 2,5 – подвод топлива, 3 – регенеративные горелки, 4 – двухпроводные горелки, 6 – рекуператор, 7 – отвод продуктов сгорания, 8 – дымосос, 9 – вентилятор для подачи воздуха

Более глубокой утилизации тепла продуктов сгорания в периоды выдержки можно достичь, когда дополнительные горелки являются регенеративными (рис. 2) или рекуперативными (рис. 3).

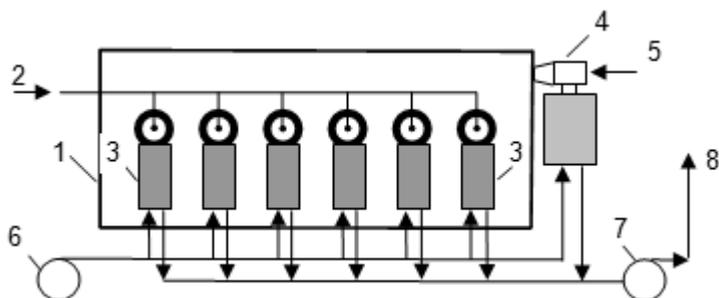


Рис. 2. Схема нагревательной печи с дополнительными регенеративными горелками

1 – печь, 2,5 – подвод топлива, 3 – основные регенеративные горелки, 4 – дополнительные регенеративные горелки, 6 – вентилятор для подачи воздуха, 7 – дымосос, 8 – отвод продуктов сгорания

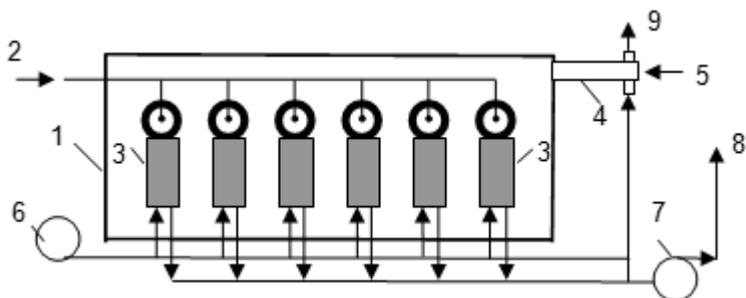


Рис. 3. Схема нагревательной печи с дополнительными рекуперативными горелками

1 – печь, 2,5 – подвод топлива, 3 – основные регенеративные горелки, 4 – дополнительные рекуперативные горелки, 6 – вентилятор для подачи воздуха, 7 – дымосос, 8,9 – отвод продуктов сгорания

2. Исследования

Для оценки эффективности применения дополнительной системы отопления с горелками различного типа была использована математическая модель [6]. Рассматривалась тепловая работа камерной нагревательной печи с регенеративными горелками, дополнительно оборудованной регенеративными (РГ), рекуперативными (РкГ) и двухпроводными горелками и рекуператором (ДГ+Р). Нагреваемая садка имела вид эквивалентной пластины из углеродистой стали с постоянной поверхностью нагрева F и толщиной S . Нагрев осуществлялся по следующему режиму: I период – нагрев при заданном расходе топлива B до достижения температуры поверхности металла $T_{нк}$; II период – выдержка

при достигнутой температуре поверхности до достижения заданного конечного перепада температур по толщине пластины ΔT_k . Топливом служил природный газ.

При проведении сопоставительных расчетов принимались следующие значения основных параметров: толщина пластины $S = 0,1 \div 0,4$ м, расход топлива в первом периоде $B = 100$ м³/ч, начальная температура металл $T_n = 20^\circ\text{C}$, конечная температура поверхности металла в режиме термообработки $T_{нк} = 850^\circ\text{C}$ и в режиме нагрева под обработку давлением $T_{нк} = 1150^\circ\text{C}$, конечный перепад температур по толщине металла $\Delta T_k = 10^\circ\text{C}$. Значения коэффициентов регенерации тепла были приняты соответственно равными: для регенеративных горелок $k_{рег} = 0,7$, для рекуперативных горелок $k_{рег} = 0,6$, для двухпроводных горелок с рекуператором $k_{рег} = 0,3$. Доля продуктов сгорания, направляемых в регенеративные горелки, принята равной 0,8.

Ниже приведены характерные тепловые балансы периодов нагрева и выдержки для печи с одной регенеративной системой отопления.

Таблица 1.

Тепловой баланс печи за период нагрева

Приходные статьи	ГДж	%	Расходные статьи	ГДж	%
Химическое тепло топлива	8,75	77,78	Теплота металла	5,94	52,80
Теплота воздуха из регенераторов	2,50	22,22	Теплота уходящих газов	4,48	39,82
			Тепловые потери печи	0,83	7,38
Итого	11,25	100	Итого	11,25	100

Таблица 2.

Тепловой баланс печи за период выдержки

Приходные статьи	ГДж	%	Расходные статьи	ГДж	%
Химическое тепло топлива	0,94	81,74	Теплота металла	0,60	52,17
Теплота воздуха	0,21	18,26	Теплота уходящих газов	0,46	40,0
			Тепловые потери печи	0,09	7,83
Итого	1,15	100	Итого	1,15	100

При использовании комбинированной системы отопления тепловой баланс за период нагрева не изменился и он соответствует данным таблицы 1. В таблице 3 приведен тепловой баланс печи за период выдержки для случая, когда применяются двухпроводные горелки и нагрев воздуха происходит в рекуператоре.

Сопоставляя тепловые балансы за период выдержки для рассматриваемых систем отопления можно сделать вывод, что затраты тепла при использовании двухпроводных горелок и рекуператора возросли

незначительно (примерно на 8,7%). С учетом того, что приход тепла в первый период примерно на порядок больше, чем во втором, увеличение общих затрат топлива на термообработку металла составило всего 0,8%.

Таблица 3.

Тепловой баланс печи за период выдержки (рекуператор)

Приходные статьи	ГДж	%	Расходные статьи	ГДж	%
Химическое тепло топлива	1,11	88,8	Теплота металла	0,60	48,0
Теплота воздуха	0,14	11,2	Теплота уходящих газов	0,54	43,2
			Тепловые потери печи	0,11	8,8
Итого	1,25	100	Итого	1,25	100

На диаграмме (рис. 4) приведены расчетные значения удельных расходов топлива для различных вариантов установки дополнительных горелок.

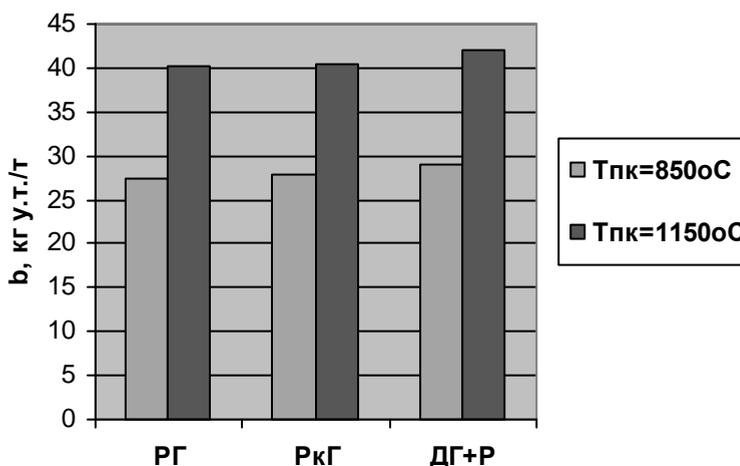


Рис. 4. Диаграмма удельного расхода топлива на нагрев металла для различного типа дополнительных горелок: РГ – регенеративные, РкГ – рекуперативные, ДГ+Р – обычные двухпроводные с использованием рекуператора

Из приведенных результатов видно, что удельные расходы топлива на нагрев для различных вариантов дополнительной системы отопления и разных режимов нагрева отличаются незначительно. Поэтому выбор типа устанавливаемых дополнительных горелок в основном определяется капитальными и эксплуатационными затратами.

Выводы

Система отопления нагревательной печи периодического действия должна обеспечивать широкий диапазон регулирования тепловой мощности. Установка регенеративных горелок позволяет существенно уменьшить расход топлива, но приводит к трудностям такого регулирования.

Рассмотрена возможность применения системы отопления, состоящей из ряда регенеративных горелок и дополнительных горелок малой мощности. В периоды нагрева, когда необходима большая тепловая мощность, печь отапливается регенеративными горелками, а в периоды выдержки, когда тепловая мощность печи резко уменьшается, подача тепла осуществляется дополнительными горелками.

С помощью предложенной математической модели проведены сопоставительные расчеты тепловой работы печи с регенеративной и комбинированной системами отопления. Показано, что применение комбинированной системы отопления для термообработки стальных изделий незначительно увеличивает общий расход топлива, но позволяет не эксплуатировать сложную регенеративную систему отопления на малых тепловых нагрузках.

Литература

1. Дормайр Дж., Павлов Р.А.: Использование регенеративных горелок в сталелитейной промышленности. *Сталь*, 2010, № 11, с. 79÷80.
2. Дружинин Г.М., Лошкарев Н.Б., Ашихмин А.А., Барташ М.Р. и др.: Эффективность регенеративной системы отопления нагревательной печи. *Сталь*, 2010, № 3, с. 71÷74.
3. Чаповец Э., Краммер Х., Гайдис Й.: Регенеративные горелочные системы для печей периодического действия. *Черные металлы*, 2013, № 9, с. 50÷56.
4. Molinek A., Reusch G., Srajer J., Domagala J.: Application of regenerative burners in forging furnaces. *Heat processing*, 2014, Vol. 12, № 1, p. 73÷77.
5. Schallet D.S.: Regenerative Burners – Are They Worth It ? AFRC/JFRC Joint Conference. Maui, October 10–14. 2004.
6. Романько Я.В., Решетняк И.Л.: Анализ применения комбинированной системы отопления камерной нагревательной печи. *Технічна теплофізика та промислова теплоенергетика, Збірник наукових праць, Національна металургійна академія, Дніпропетровськ: Нова ідеологія*, 2016, в. 8, с. 85÷92.

ANALIZA SKŁADU CHEMICZNEGO GAZOWYCH PRODUKTÓW TORYFIKACJI ŚLĄZOWCA PENSYLWAŃSKIEGO

THE ANALYSIS OF CHEMICAL GASEOUS COMPOSITION VIRGINIA MALLOW TORREFACTION PRODUCTS

*Zajemska M. *, Maroszek A. **, Szwaja S. ****

*Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, Katedra Pieców Przemysłowych i Ochrony Środowiska, **Koordynator ds. Remontów Pieców Przemysłowych, ISD Huta Częstochowa Sp. z o.o., ***Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Mechanicznej i Informatyki, Instytut Maszyn Ciepłych

Abstract

The article presents the results of experimental research and computer calculations of virginia mallow torrefaction proces with the use of CHEMKIN-PRO software. In the range of experimental research the technical analysis of sludge, i.e. the content of moisture and ash, as well as heating value, was performed. In addition, an elemental (CHN) and thermogravimetric analysis (TGA) was performed. Based on the results obtained from the experiments the initial conditions for the modeling procedure were formulated. In the calculation procedure the chemical mechanism involving 137 chemical elements and compounds, as well as 4533 chemical reactions was implemented. The modeling procedure assumes that the analyzed processes occurs in the Perfectly Stirred Reactor (PSR). As the result of the computer simulations the chemical composition of torrefaction products.

Wstęp

Toryfikacja (z ang. torrefaction, tj. prażenie) jest procesem polegającym na termicznej konwersji biomasy w zakresie temperatur 220÷340°C, w atmosferze obojętnej (np. argonu) i przy ciśnieniu atmosferycznym. Czas trwania procesu i przebywania reagentów w reaktorze zależy od warunków jego prowadzenia, charakteru materiału wyjściowego oraz oczekiwanych własności produktu. Może się on wahać w zakresie od kilku do kilkudziesięciu minut. Proces ten prowadzony jest w celu nadania biomase odpowiednich właściwości fizykochemicznych (waloryzacja), które czynią z niej paliwo dużo korzystniejsze aniżeli biomasa surowa. Realizacja tego procesu prowadzi do uzyskania trzech faz produktów, a mianowicie: stałej (tj. toryfikatu), ciekłej oraz gazowej. Udział poszczególnych faz zależy przede wszystkim od temperatury procesu. Największą zaletą procesu toryfikacji, jest jak już wcześniej wspomniano wytworzenie paliwa w postaci toryfikatu, które charakteryzuje się jednorodnością, wyższą gęstością energetyczną i kalorycznością, a także lepszą zdolnością przemiałową aniżeli surowa biomasa. Otrzymany toryfikat, ze względu na swoje właściwości zbliżone do niskokalorycznych węgla energetycznych, może znaleźć zastosowanie w procesie współpalania z węglem.

Proces toryfikacji mógłby zostać wykorzystany do wstępnego uszlachetniania biomasy, a co najważniejsze udział toryfikatu będzie większy niż biomasy nieprzetworzonej [1÷3].

Symulacje komputerowe procesu toryfikacji

Obliczenia komputerowe przeprowadzono z użyciem licencjonowanego oprogramowania CHEMKIN-PRO. Do obliczeń zaimplementowano szczegółowy mechanizm chemiczny opracowany przez The CRECK Modeling Group, a mianowicie „Biomasses mechanism” (Version 1412, December 2014) [4]. Mechanizm jest dedykowany analizie chemicznej procesów zachodzących podczas termicznej konwersji biomasy. Mechanizm obejmuje dane kinetyczne tj. 137 związków i 4533 reakcje chemiczne, dane termodynamiczne oraz transportowe. W procedurze modelowania przyjęto, że analizowane procesy przebiegają w reaktorze z idealnym wymieszaniem reagentów tj. Perfectly Stirred Reactor (PSR). Efektem przeprowadzonych symulacji komputerowych było uzyskanie składu chemicznego gazowych produktów rozkładu termicznego dla różnych warunków temperaturowych prowadzenia procesu. Przyjęty do obliczeń mechanizm chemiczny był wielokrotnie wykorzystywany przez Ranzi, Faravelli, Frassoldati i innych do modelowania kinetyki chemicznej procesu spalania, pirolizy czy gazyfikacji różnych gatunków biomasy [5-7]. Na uwagę zasługuje fakt, że mechanizm był walidowany wynikami uzyskanymi w ramach eksperymentów, co zwiększa wiarygodność uzyskanych w ramach obliczeń wyników.

Do obliczeń przyjęto skład elementarny wyznaczony w ramach analizy przy użyciu analizatora Truspec CHN628 Leco. Wyniki analizy dla badanej wyjściowej biomasy zestawiono w tabeli 1.

Tabela 1.

Skład elementarny ślazuwca pensylwańskiego

Nazwa próbki	N, %	C, %	H, %	H ₂ O, %	O, %
ślazowiec	0,44	48,41	6,55	8,53	36,07

Ponadto do obliczeń przyjęto:

- ubytek masy w czasie wyznaczony w ramach analizy TGA – 0,00154 g/s,
- czas przebywania w reaktorze: 1÷60 minut,
- ciśnienie: 1 atm,
- temperatura: 300°C,
- atmosfera: 100% Ar,
- przepływ argonu w reaktorze: 40 ml/min tj. 0,00000067 m³/s,
- objętość reaktora: 143,3 cm³.

Efektem przeprowadzonych obliczeń było uzyskanie składu chemicznego produktów spalania dla zadanych warunków prowadzenia procesu tj. czas przebywania 60 min i temperatura 300°C (tabela 2).

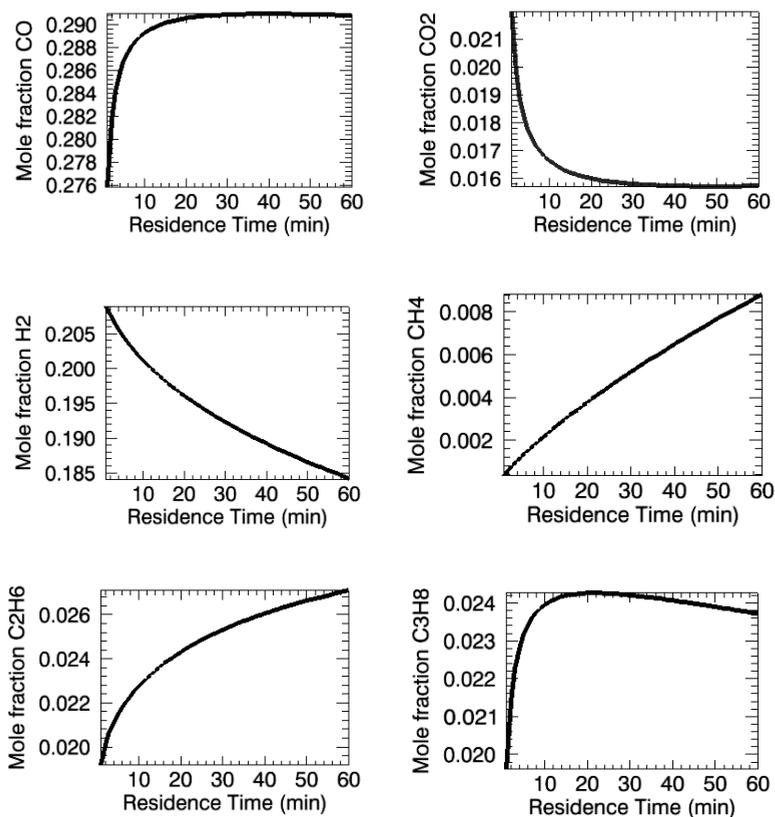
Tabela 2.

Skład chemiczny głównych gazowych produktów toryfikacji

Związek	Stężenie, %	Związek	Stężenie, %	Związek	Stężenie, %
Ar	29,35	H ₂ O	11,40	CH ₄	0,88
H ₂	18,42	C ₃ H ₈	2,37	C ₂ H ₂	0,25
CO	29,10	C ₂ H ₆	2,71	C ₄ H ₄	0,29
CO ₂	1,57	C ₆ H ₆	2,24	C ₁₀ H ₈	0,11

Z zestawionych w tabeli 2 wartości wynika, że w procesie toryfikacji oprócz argonu, w atmosferze którego przebiegał proces, powstaje znaczna ilość CO, H₂ i H₂O (łącznie ponad 88%). Około 10% stanowią CO₂ oraz węglowodory, w tym naftalen C₁₀H₈. Pozostałe 125 związków nie zamieszczono w tabeli, ze względu na ich śladową ilość, stanowiącą łącznie 1,31%, wśród których największe stężenie ma toluen (C₇H₈ – 0,13%). Ze względu na fakt, że skład chemiczny produktów toryfikacji zależy silnie nie tylko od temperatury, ale i od czasu przebywania w reaktorze dodatkowo przeanalizowano zmianę koncentracji molowej wybranych związków w czasie od 1÷60 minut (rys. 1).

Z zamieszczonych przebiegów wynika, że im dłuższy czas przebywania, tym wyższa koncentracja molowa CO, CH₄, C₂H₆ i C₃H₈. Odwrotną sytuację obserwujemy się dla CO₂ i H₂. Przyjęty do obliczeń czas przebywania wynikał zarówno z warunków prowadzenia eksperymentów, jak i z danych literaturowych. Literatura podaje bowiem, że czas przebywania w reaktorze dla procesu toryfikacji powinien wynosić około 1 godziny. Wydłużanie czasu przebywania w reaktorze nawet do ponad dwóch godzin, według danych literaturowych, nie powoduje większych zmian w uzysku masy i energii. Dlatego też, ze względu na aspekt ekonomiczny powinno się dążyć do jego skrócenia.



Rys. 1. Zmiana koncentracji molowej CO, CO₂, H₂, CH₄, C₂H₆ i C₃H₈ w funkcji czasu przebywania w reaktorze

Podsumowanie

Przeprowadzone symulacje komputerowe dostarczyły danych na temat składu chemicznego gazowych produktów rozkładu termicznego ślazuwca pensylwańskiego w funkcji czasu przebywania w reaktorze. W ramach obliczeń wyznaczono stężenia 137 związków i pierwiastków chemicznych, z czego 12 z nich uznano za szczególnie istotne, a mianowicie: Ar, CO, H₂, CO₂, H₂O, CH₄, C₃H₈, C₂H₆, C₆H₆, C₂H₂, C₄H₄, C₁₀H₈. Największy udział zaobserwowano dla argonu (29,35%), tlenku węgla (29,10%), wodoru (18,42%) oraz wody (11,40%). Udział pozostałych mieścił się w zakresie od 0,11 do 2,71%.

Dodatkowo przeanalizowano wpływ jednego z istotnych parametrów procesu, a mianowicie czasu przebywania w reaktorze na ilość formowanych produktów torfikacji. Najsilniejszy wpływ zaobserwowano dla H₂ i CH₄, przy czym koncentracja molowa wodoru była największa w najkrótszym czasie, natomiast metanu odwrotnie.

Podsumowując, można stwierdzić, że określenie zarówno składu jakościowego, jak i ilościowego w tak szerokim zakresie może mieć istotny wpływ na dalszy przebieg prowadzonych w ramach projektu „Potencjał paszowy, energetyczny i ekonomiczny upraw ślázowca pensylwańskiego na glebach lekkich, odłogowanych i rekultywowanych” eksperymentów. Dodatkowo, ze względu na zaimplementowanie do obliczeń danych pozyskanych w wyniku przeprowadzonych w projekcie analiz termogravimetrycznych i elementarnych otrzymane wyniki można uznać za wysoce prawdopodobne. Ponadto, z użyciem zaproponowanego oprogramowania CHEMKIN-PRO można przeprowadzić symulacje komputerowe w funkcji innego, niezwykle istotnego parametru, a mianowicie temperatury procesu, z dokładnością do 1 K, co jest w chwili obecnej przedmiotem badań i symulacji komputerowych.

Niniejszy artykuł powstał w ramach realizacji projektu pt.: „Potencjał paszowy, energetyczny i ekonomiczny upraw ślázowca pensylwańskiego na glebach lekkich, odłogowanych i rekultywowanych”; w programie BIOSTRATEG, nr umowy: BIOSTRATEG1/270745/2/NCBR/2015 finansowanym przez Narodowe Centrum Badań i Rozwoju.

Literatura

1. Kordylewski W., Tatarek A.: Wybrane właściwości toryfikatów z krajowych i importowanych biomas. *Archiwum spalania*, 2012, Vol. 12, nr. 3, s. 109÷116.
2. Kratofil M., Zarzycki R., Kobyłecki R., Bis Z.: Analiza procesu toryfikacji biomasy. *Zeszyty Naukowe Politechniki Reższowskiej* 291, *Mechanika*, 2015, zeszyt 87 (2/5), t. XXXII, s. 119÷126.
3. Koczyński M., Zuwała J.: Toryfikacja biomasy drogą do eliminacji barier technologicznych wieloskalowego jej współspalania. *Polityka energetyczna*, tom 16, zeszyt 4, 2013, s. 271÷284.
4. <http://creckmodeling.chem.polimi.it>; 12.07.2016 r.
5. Ranzi E., Cuoci A., Faravelli T., Frassoldati A., Migliavacca G., Pierucci S., Sommariva S.: Chemical Kinetics of Biomass Pyrolysis. *Energy and Fuels*, 2008, 22 (6), p. 4292÷4300.
6. Cuoci A., Faraveli T., Frassoldati A., Grana R., Pirucci S., Ranzi E., Sommariva S.: Mathematical modelling of gasification and combustion of solid fuels and waste. *Chemical Engineering Transactions*, 2009, Vol. 18, p. 989÷994.
7. Ranzi E., Corbetta M., Manenti F., Pierucci S.: Kinetic modeling of the thermal degradation and combustion of biomass. *Chemical Engineering Science*, 2014, Vol. 110, p. 2÷12.

**ХАРАКТЕРИСТИКА УПРАВЛЕНЧЕСКОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ
РУКОВОДЯЩИХ КАДРОВ В СФЕРЕ ПОЖАРНОЙ БЕЗОПАСНОСТИ
– ВАЖНАЯ СОСТАВЛЯЮЩАЯ МЕХАНИЗМА РЕАЛИЗАЦИИ
ГОСУДАРСТВЕННОЙ КАДРОВОЙ ПОЛИТИКИ**

***CHARACTERISTICS OF ADMINISTRATIVE ACTIVITY
OF MANAGEMENT PERSONNEL IN THE FIELD OF FIRE SAFETY
– AN IMPORTANT COMPONENT OF THE MECHANISM
OF IMPLEMENTATION OF PERSONNEL POLICY***

Chubina T., Pidhoretskyi Y.

Cherkasy Institute of Fire Safety named after Chornobyl Heroes of NUCP of Ukraine

Abstract

In this article the authors draw attention to the characteristics of the management activity of management personnel in the field of fire safety as an important part of the mechanism of implementation of personnel policy.

It is known that the mechanism of implementation of personnel policy has three levels. Each level has respectively its appointment. Thus, the first level is considered to be social and political, which defines the mechanism for the implementation of personnel policy as a systemic personnel activity aimed at personnel support of current stage of development of the state and society. The second level is structural and organizational. It defines the aforementioned mechanism as an interrelated activity of institutions and organizations that provides all course personnel policy. Technology that defines this phenomenon as a coherent set of principles, forms and methods of influence and technologies used in order to solve specific human problems refers to the third level.

Administrative activity of management personnel in public administration of fire safety (hereinafter – FS) is an important part of the mechanism of implementation of personnel policy that causes necessity of studying its characteristics.

Public administration, as it is well known from the beginning of establishing such institution as the state must comprehensively cover all areas of society, including such an important area, as the area of FS in Ukraine. The importance of further development of forms and methods of management activity in the area of FS especially in terms of emergence of a number of risks associated with worsening of economic and social conditions of existence of our society, terms of large-scale anti-terrorist operations caused by the need to improve the content of activity, first of all, of management personnel of SES, the result of which should

be the formation of professionally trained public administration in the sphere of FS as a part of SES able to perform their administrative tasks.

Management activities in the area of FS is implemented, first of all, in everyday life by executive staff of SES (The Head of SES, deputy head of SES, directors of departments of SES, heads of chief administrations of SES and administrations of SES of regions, etc.) according to the Code of Civil Defense of Ukraine, Regulations on SES and other applicable guidance documents in the area of FS and executive staff of central executive bodies and other state bodies, institutions, organizations and enterprises [1].

Among the urgent tasks of theory and practice of public administration of the sphere of FS research issues related to the improvement administrative activity of management personnel to create the necessary conditions to ensure an adequate level of fire safety in the country not only during peacetime but also during the fighting that unfortunately became very important in the course of long anti-terrorist operation in the south-eastern region of our country, have a special place.

The need to search for ways to further improvement of organization, style and methods of administrative activity of management personnel of public administration of the sphere of FS in modern conditions is dictated, on the one hand, by complexity and diversity of modern fires, possibility of emergence of forest fires with the large coverage area, and, on the other hand, the increasing activity of using various modern information technologies in administrative activities.

The term "managerial personnel" means governing and management structure of SES. Administrative activities of management personnel of SES in modern terms are complex and have diverse directions. They involve solving a significant range of tasks different by complexity, organization and implementation of activities related to professional training of fire safety specialists, heading of fire and rescue units in daily activities and during firefighting situation in different conditions.

Modern development of fire safety in the world occurs in conditions of variety of changes: urbanization; use of new materials in the construction and equipping of homes, office buildings, entertainment venues, production etc. increasing the number and density of location of population on the planet, which is typical in an appropriate degree for cities in Ukraine, presents new and more rigid requirements for training firefighters, and first of all, governing and management structure of SES.

To make a correct and complete picture of the administrative activity of management personnel of SES in FS we should consider the concept activity as a general scientific category and its definitions that emerged at present.

The term "activity" refers to the structure of general scientific categories. The essence of the activity, as it is, is studied within the limits of many sciences: economics, pedagogy, sociology, engineering disciplines, philosophy, physiology, psychology and others. It should be noted that in general, the activity

is defined as a specific form of human relations to the world and describes the way to include the individual into the existing structure of the social division of labor [2÷6]. This to a greater extent philosophic definition is specified in any of the sciences that studies the activity and the need for the synthesis of knowledge obtained from them is referred to as the principle of complexity in studying the activity.

In general, administrative activity of management personnel of SES in FS can be described as a set of works consistently carried out by officials of the administration combined by the unity of purposes and community of management tasks on the one hand, and as a set of closely related organizational forms of work, teaching methods of direct solving problems of management and professional skills of government officials, on the other hand.

Administrative activities of management personnel of SES in FS differs from other types of activities by specialized intellectual content as it is always focused on the production, adoption and practical implementation of management decisions designed to quickly alter consciousness, behavior and activities of local authorities of SES, fire and rescue units during firefighting in various conditions. Its main essence is contained in obtaining new quality of controlled process that can not be done without serious creative efforts [1]. Unfortunately, as the analysis shows it is not always understood, and in administrative management of personnel of SES this process can still be quite routine, monotonous and formal and that's why its objective results can be not high enough.

Thus, the absence of such, modern automated information systems and general electronic document circulation requires a significant amount of manual labor for entering the information required during formation of accounting documentation of administrative activity (the plan of major activities of civil defense, the exercise plan on the liquidation of emergency connected with forest fires etc.). And lack of certification according to ISO 9001: 2008 does not create conditions for improving quality control, identification of management potential and "weak" places of administrative activity within the limits of SES.

According to its object administrative activity of management personnel of SES in FS is mostly informational. This is collecting, processing, analysis, classification, preservation and transfer of information needed for timely production, adoption and implementation of management decisions to ensure the required level of fire safety at national or regional level, compliance with the requirements and rules of fire safety for example during building or performing various other operations [1].

It should be noted that there are often difficulties with timely or operational obtaining of information in the required amount about occurrence of emergencies connected with fires, and surrounding environment. The existence of entropy of initial information used in the process of decision-making by the manager determines the orientation of the management activities to its removal by organizing actions to ensure getting additional information which is provided

through the elimination or reduction of initial uncertainty about the status of the event.

Administrative activity of management personnel of SES in FS, as experience shows, is a complex social and psychological phenomenon with a distinct dominant will. The heads of institutions of state administration who deal with it almost continuously do during the period of daily activities or trainings and will promptly do during real fires intellectual and volitional operations of analysis of the situation, assess their strength and fire-rescue and special equipment, selection of courses of action, decision-making, planning, organization of preparation for extinguishing control of process of tasks execution, etc. [1].

It creates special social and psychological climate in the administration of SES, which is able to actively influence the consciousness, feelings, everyday human orientations and form a certain type of behavior and activity. Constant stress of will, responsibility, discipline, subordination of own "I" to execution of duties make up the set of features that are inherent to administrative activity in SES. Otherwise, the decisions that are formed and implemented by governing body are unlikely to have authority over subordinates and to some extent influence the minds of firefighters, their behavior and activities especially when fighting fires.

It should be emphasized that administrative activity of management personnel of SES in FS is collectivist because it is carried out in all structures, and also suggests interaction of governing bodies horizontally (between departments, main offices, offices, units in SES) and vertically (head and apparatus of SES; SES territorial bodies and subordinate units, enterprises, institutions and organizations of administration of SES). It has a specialization (for example, Department of Emergency Response, Department of Resource Supply, Management of Aviation and aviation search and rescue, etc.) on certain subjects, content and types of works, as well as cooperation in the formulation, adoption and practical implementation of management decisions [1].

Management activities of management personnel of SES in FS is versatile in its manifestations. These are specialists of governing bodies, their knowledge, information, technical equipment and management techniques, forming a complex phenomenon [1]. We can get the necessary amount of information, but because of lack of knowledge or specialized technical equipment and information technologies not be able to process it. It is also possible to have a large number of experts in the structure of public administration of SES in the area of FS, but for lack of their professionalism (or its decreasing) not to provide elaboration and adoption of effective management decisions and their implementation. Only an informed, balanced implementation of all components of administrative activities of management personnel of SES can provide it with rationality and efficiency. Thus, the complexity should be attributed to the most important features of general administration of management personnel of SES in FS.

Conclusion

As a result of analysis it can be concluded that the administrative activities of management personnel should be considered as crucial in the structure of other activities in SES. This is due to the fact that the implementation of management activities by executive personnel is associated with the mechanisms of production, approval and implementation of solutions aimed at high-quality training and effective execution of tasks in the field of FS to ensure the required level of fire safety and reduce risks for its deterioration. It requires such organization of work on its implementation, which will provide finding a right variant of applying forces and special fire and rescue equipment, implementation of which will allow units to achieve the goals of subordinate units.

Literature

1. Rozhkov A.P.: Fire Safety at Work. 1997.
2. Lozynskyi Yu.R.: Administrative and Legal Support of Activities aimed at Fire Prevention in Railway Transport: Abstract of dissertation for the degree of Candidate of Law: Specialty. Administrative Law and Procedure; finance law; information law, 2010.
3. Venttsel E.S.: Theory of Probability. Nauka, 1969.
4. Technical Regulations on Fire Safety Requirements. Prospect, 2011.
5. The Decree of the President of Ukraine "On optimization of central executive authorities" from December 9, 2010. №1085/2010, [Electronic resource]. Mode of access to the document: <http://www.president.gov.ua/documents/12584.html>.
6. Resolution of the Cabinet of Ukraine "Some Issues of Optimization of State Targeted Programs and National Projects, Budgetary Savings and Recognizing Some Acts of the Cabinet of Ministers of Ukraine as those that Lost Validity" from March 5, 2014 № 71, [Electronic resource]. Mode of access to the document: <http://www.kmu.gov.ua/control/npd/list>.

CALCULATION METHOD FOR EVALUATING THE FIRE RESISTANCE OF TIMBER SLABS WITH USE THE FINITE ELEMENTS METHOD

Demeshok V., Zalevs'ka A., Lutsenko Yu., Tychenko O.

Cherkassy Institute of Fire Safety named after Chernobyl Heroes National University of Civil Protection of Ukraine Science Department

Abstract

In the article the results of research to behavior of timber slab in conditions of influence of the fire with standard curve "time-temperature" are presented. For it finite element method was used. Calculation method of evaluating the fire resistance of timber slabs was developed. For it use database about strain-stress state of this slabs in conditions of influence of the fire.

Introduction

The construction of buildings, including multi-stored, with a large numbers of people in them often used wooden bearing structures. Such structures are of timber slabs but unless elements of wooden frames. The wood has a high strength, low specific weight and good decorative qualities. Wooden construction have provide durability of buildings and structures during exposure to fire. This must conform to the requirements of the building regulations [1]. They are distributed on the indicators the fire resistance and flame spread. In the design of buildings these measures should be ensured through appropriate design solutions, incorporating the relevant safe geometric dimensions and measures of fire protection. At the stage of design of fire-resistant building structures calculated methods are used. Currently, theoretical and methodological framework of this approach is contained in the standard [2], which is valid in Ukraine. These methods are flexible, allow to consider all features related to the material properties, geometric dimensions and boundary conditions. However, they are much less labor-intensive and expensive for experimental methods.

Among the existing calculated methods we can distinguish two types such us: simplified and clarified [3]. Simplified methods are simplified mathematical models. They are derived from a simple calculation formulas with the introduction of coefficients. Obtained during the synthesis of a large amount of experimental material. For development engineering calculation methods are applied refined methods. They are based on mathematical modeling of the behavior of wooden structures in fire conditions at the macro level. For this methods were involved the finite element methods in modern calculation of computer complexes, such as ANSYS, Abaqus, SAFIR and others [4, 5]. Taking into account it, research aimed at creating a reliable accurate mathematical models of the behavior of wooden structures in fire conditions is important.

1. Analysis of recent achievements and publications

In works [4, 5] an approach to study the behavior of timber slabs during a fire, consisting in the carrying out mathematical modeling by the finite element method (hereinafter FEM) is offered. This approach refers to refined calculation methods and allows to accurately describe the behavior of timber slabs in fire conditions. The obtained mathematical model in these works with the large volume of obtained information have a significant disadvantage in the consideration of the deformation of timber slabs only in the elastic region. This situation is due to the fact that modern software systems should provide the difference of the elastic-plastic properties of wood in tension and compression. There are still open questions of the distributions of the parameters of the tensely-deformed state (hereinafter – TDS) in cross-section, deformation scheme, distribution of defects, as well as information regarding the mechanism and causes of destruction of wooden floor slabs during a fire.

In this regard the purpose of the study is formulated.

2. Formulation of the problem and its solution

The aim of this work is to develop calculation methods for evaluating the fire resistance of timber slabs of ceiling on the basis of certain key parameters of the tensely-deformed state, charts of deformation, distribution of defects in the application of the finite elements method.

On fig. 1 chart of structural elements of wooden flag that is examined is given.

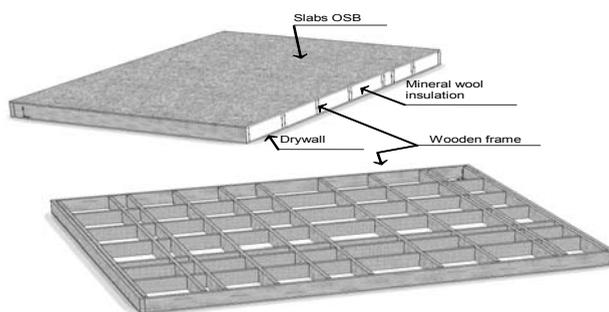


Fig. 1. Structural diagram of the wooden plate

To solve this problem the formulation of set of input data is required, which include the properties of the components of the material wooden plate, parameters, boundary conditions, that take into account the applied loads, and thermal effects. We used the thermal properties of the wood of the frame plates, which are described in the European standard [3] concerning the calculation of wooden constructions for fire resistance.

Used features meet the requirements of the European standard [3]. The mechanical characteristics are a set of diagrams "stress-strain" with the descending branches for certain values of the heating temperature of the material. For the calculation of it a mathematical model, whose parameters are given in tab. 1 was used.

Table 1.

The basic mathematical models for calculation of the plate on fire

Physical process	Used mathematical model (method)	J-lo
Heating engineering task		
Heat-conducting	Equalization of non-stationary heat-conducting, approximated by means of FEM	[5]
Maximum terms	III kind	[5]
Physical nonlinearity	Iterative method Newton-Raphson	[5]
Static task		
TDS	FEM	[5]
Plastic deformation	The associative theory of plastic deformation von Mises	[7]
Physical and geometric nonlinearity	Iterative method Newton-Rafson	[7]

For the boundary conditions was used the parameters of the European standard [3].

For the calculation we constructed a grid models of timber slabs are shown in Fig. 2. When constructing grid models for the heat task it was assumed 55 676 elements, and for static task, it was assumed 8 142 elements.

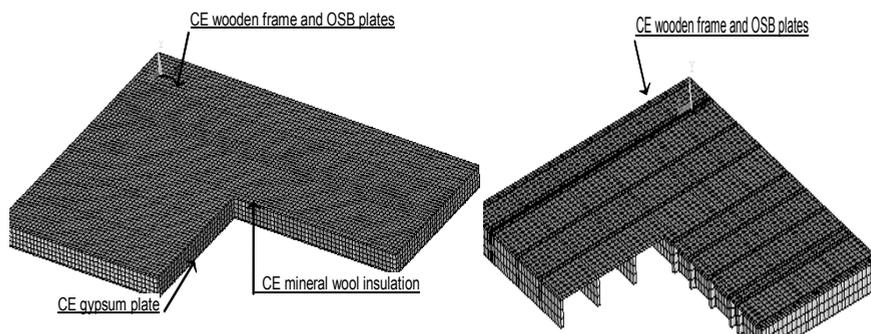


Fig. 2. Grid models: the thermal problem (a); to the static task (b)

When we solved the statistical problem, we have received the graphs of maximum deflection of timber slabs and its slew rate depending on the time of the test. The obtained curves are shown in Fig. 3.

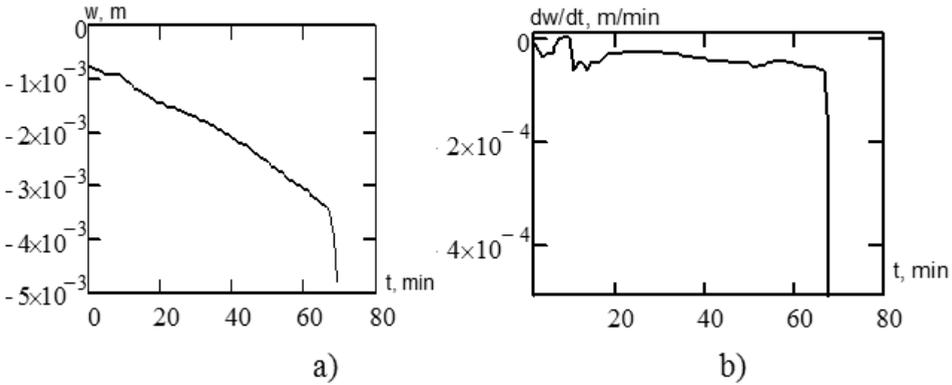


Fig. 3. Graph of maximum deflection of a wooden plate (a) and slew rate (b) depending on the duration of the test

The obtained graphs allow to obtain data on the occurrence of the limit state of loss of bearing capacity by comparing current values of displacements and velocities with the maximum allowable, which are respectively defined by the formulas [2]:

$$D = \frac{L^2}{400 \cdot b} = 197.76 \text{ mm}$$

$$\frac{dD}{dt} = \frac{L^2}{9000 \cdot b} = 8.79 \frac{\text{mm}}{\text{min.}}$$

where: L is the length of the plate between supports, mm, b – height of cross section, mm.

Analysis of the graphs shows that the criteria (1) limit state of loss of bearing capacity does not occur. Nevertheless, the abrupt increase of the deformations 68 min indicates the formation of plastic hinges in timber frame elements, which, in turn, shows the onset at the moment of loss of bearing capacity. Analysis of the graphs in Fig. 3 shows that the loss of bearing capacity occurs on the 68 minutes of fire with a standard temperature regime. This means that the fire resistance class of the investigated of timber slabs is not less than REI 60. The fire resistance class is the largest of the regulated [1].

Conclusions

Considering the conducted research we can draw the following conclusions:

1. Numerical study of the behavior of wooden plates during the operation of the fire with a standard temperature regime.

2. It is shown that wood stove at a certain time interval reduces its maximum deflection, then the value stabilized for nearly 40 minutes.

3. It was shown that the reduction of the maximum deflection of a wooden plate at a certain time interval, and further stabilization due to thermal expansion of the lower layers of the wooden beams of the slab.

4. It is revealed that the presence of gypsum plasterboard from below the ceiling, allows to significantly increase the fire resistance of these boards on the grounds of loss of bearing capacity for fire resistance class REI 60.

5. The main provisions of calculation methods of assessment of fire resistance of wooden slabs based on finite element method have been developed.

References

1. Protection from fire. Fire safety of construction objects. DBN.1.1-7-2002 [Valid from 2003-05-01.]. K: Publishing House "Libra", 2003.
2. The building constructions. Test methods for fire resistance. General requirements. Fire Safety. (ISO 834: 1975) DSTU B V.1.1-4-98*. [Valid from 1998-10-28.] K.: Ukrarhbudinform 2005. (National standard of Ukraine).
3. EN 1995-1-2:2004. Eurocode 5: Design of timber structures.-Part 1-2: General-Structural fire design, Brussels, 2004.
4. König J., Walleig L.: Timber frame assemblies exposed to standard and parametric fires. Part 2: A design model for standard fire expose. Tratek, Rapport I 0001001.-Stocholm.-June 2000.
5. Collier P.C.R., Buchanan A.H.: Fire Resistance of Light – weight Timber Framed Walls. FireTechnology, 2002, № 38, p. 125÷145.
6. Franchuk A.U.: Tables of thermal properties of building materials. M: NII of building physics, 1972.
7. Sakharov, V.S. Kislookyi V.N., Kirichevskiy V.R. and others: Method finite element in solid mechanics. Higher school, 1982.

THE FIRE RESISTANCE EVALUATION OF THE WALL OF LIFT SHAFT

Dulherov A., Otrosh Y.

Cherkasy Institute of Fire Safety named after Chernobyl Heroes National University of Civil Protection of Ukraine, department of building structures

Abstract

The research purpose is a calculation evaluation of fire-resistance class of lift shaft and its establishment to the requirements of building norms.

The methodic based on calculation method applying of fire-resistance class evaluation was developed in accordance with applicable in Ukraine normative documents. The developed methodic is harmonized with the proper European normative bulk and standards corresponding with domestic and foreign researchers' results.

1. The research

According to 4.15 ДБН В.1.1.7 – 2002 the wall must correspond to the fire-resistance construction class to which it adjoins to. Such construction is the fire-prevention slab of the first type. It means that the lift wall must correspond to the fire-resistance class no less than REI 150.

Zonal method is applied as the alternative method of fire-resistance class estimation after the boundary state of load-carrying ability for such wall.

For the temperature distributing analysis on the wall cross-section is used a calculation method, based on the heat conduction equation solvation with the III-type boundary conditions, recommended by Ukrainian standards. According to the developed method for determination of temperature distributing in the wall cross-section the finite difference method is utilized. Thermophysical properties of materials are represented at Table 1.

Table 1.

Thermophysical descriptions of wall material of lift shaft

Heat conduction coefficient, $\lambda(\theta), \text{W}/(\text{m}\cdot^{\circ}\text{C})$	Heat capacity per unit volume, $c_p(\theta)\cdot\rho,$ $\text{J}/(\text{m}^3\cdot^{\circ}\text{C})$	Density, kg/m^3
Heavy concrete with silicate filler ДСТУ-Н Б EN 1992-1-2:2012		
$2 - 0.2451 \frac{\theta}{100} +$ $0.0107 \left(\frac{\theta}{100} \right)^2$	900ρ if $20^{\circ}\text{C} \leq \theta \leq 100^{\circ}\text{C},$ $(900+(\theta - 100))\rho$ if $100^{\circ}\text{C} < \theta \leq 200^{\circ}\text{C},$ $(1000+0.5(\theta-100))\rho$ if $200^{\circ}\text{C} < \theta \leq 400^{\circ}\text{C},$ 1100ρ if $400^{\circ}\text{C} < \theta \leq 1200^{\circ}\text{C}$	2300

In accordance with recommendations of ДСТУ-Н Б EN 1992-1-2:2012 standard, operating in Ukraine, the standard temperature fire regime is applied for calculation.

It is necessary to specify the temperature of calculation area and boundary conditions parameters. The parameters of boundary conditions are represented at Table 2.

Table 2.

Parameters of boundary conditions for a reinforced-concrete wall				
Parameters	Symbol	Unit measure	Magnitude	References
Heating side				
Convection component of heat exchange coefficient	α_c	W/(m ² ·°C)	25	ДСТУ-Н Б EN 1991-1-2:2012
Emissivity	ε		0.7	ДСТУ-Н Б EN 1991-1-2:2012
Nonheated side				
Heat exchange coefficient	α	W/(m ² ·°C)	9	ДСТУ-Н Б EN 1991-1-2:2012

Using the strength data, the strain diagram of concrete and reinforcing steel were built. Diagrams are represented on Fig. 1.

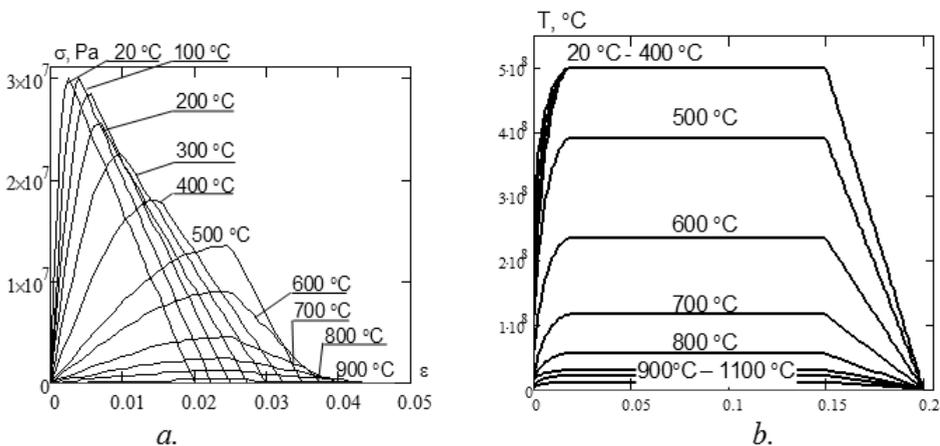


Fig. 1. The strain diagrams of concrete (a) and reinforcing steel (b)

Wall cross-section is divided into 10 layers according to the accepted method, as described on Fig. 2.

The average strength retrogression coefficient for the cross-section of the element, including a coefficient $(1 \div 0.2/n)$ which takes into account the temperature changes of each zone during calculation:

$$k_{c,n} = \frac{(1 - 0.2/n)}{n} \sum_{i=1}^n k_c(\theta_i) = 0.763, \quad (1)$$

where:

$n = 10$ – quantity of zones.

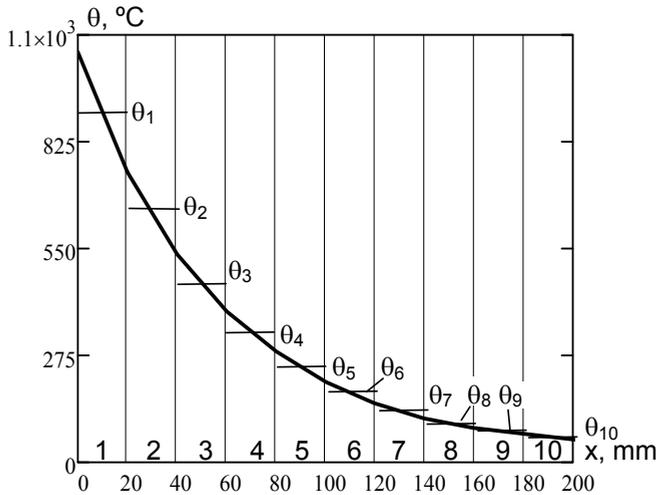


Fig. 2. A division scheme of reinforced-concrete wall cross-section on layers for the realization of zonal method

Damaged zone width of slab cross-section zone is evaluated according to the formula:

$$a_z = w \left[1 - \left(\frac{k_{c,m}}{k_c(\theta_M)} \right)^{1,3} \right] = 64 \text{ mm}, \quad (2)$$

where:

$w = 200 \text{ mm}$ – the width of slab,

$k_c(\theta_M) = 1$ – concrete strength retrogression coefficient for the temperature of less heated layer of floor slab.

For the compressed elements we apply a tabular method in accordance with the item 5.4.2 ДСТУ-Н Б EN 1992-1-2:2012 of Eurocode 2. Results are given in Table 3.

Due to the information in Table 3 it is obvious that the true wall sizes are bigger than minimum necessary for REI 180 class providing. It means they support fire-resistance class REI 150.

Table 3.

The lower limit size and axial distances for the reinforced-concrete bearing wall

Standard fire resistance	The lower limit size (mm) if $\mu_{fi} = 0.37$	
	Wall thickness h_s	Axial distance between the lower reinforcement row and slab surface a
REI 120	150	20
REI 180	180	40
Required fire resistance class	True sizes (mm)	
REI 150	200	50

Conclusion

Summarizing the research, temperature on the non-heated wall side does not reach 140°C during 150 min of check time. It enables to assert that fire-resistance class of reinforced-concrete wall is not less than REI 150. It corresponds with the norms of elements adjoining to the fire-prevention type 1 slabs.

The data analysis show that load-carrying ability condition of concrete wall during fire is fulfilled, corresponding with the R 150 fire-resistance class. It enables to assert that fire-resistance class of reinforced-concrete wall of lift shaft is not less than R 150. It means the wall, according to the boundary state of load-carrying ability, corresponds with the normative requirements to the elements adjoining to the fire-prevention type 1 slabs.

Reference

1. Бартелеми Б., Крюппа Ж.: Огнестойкость строительных конструкций. Стройиздат, 1985.
2. Яковлев А.И.: Расчет огнестойкости строительных конструкций. Стройиздат, 1988.
3. Леннон Т., Мур Д.Б., Ван Ю.К., Бейли К.Г.: Руководство для проектировщиков к EN 1991-1-2:2002, EN 1992-1-2:2002, EN 1993-1-2:2002 и EN 1994-1-2:2002: справочник по проектированию противопожарной защиты стальных, сталежелезобетонных и бетонных конструкций зданий и сооружений в соответствии с Еврокодами. М-во образования и науки Росс. Федерации, ФГБОУ ВПО «Моск. гос. строит. ун-т»; науч ред. пер. В.М. Ройтман, И.А. Кириллов, А.И. Плотников; 2-е изд., Москва, МГСУ, 2013.
4. Захист від пожежі. Пожежна безпека об'єктів будівництва. ДБН В.1.1-7-2002 [Чинний від 2003-05-01.], К.: Видавництво "Лібра", 2003. (Національний стандарт України).
5. EN 1991-1-2:2002 Eurocode 1: Actions on structures – Part 1–2: General actions – Actions on structures exposed to fire Part 1-2: General rules – Structural fire design, Brussels 2002.
6. EN 1992-1-2:2005 Eurocode 2: Design of concrete structures, Part 1–2: General rules – Structural fire design, Brussels 2004.

SCORING METHOD OF RADIATION COMPONENT OF HEAT LOAD ON WORKERS IN HOT PRODUCTIONS

Kostenko V., Kostenko T.

Cherkassy Institute of Fire Safety named after Chernobyl Heroes, Department of Automatic Safety Systems and Electrical Installations

Abstract

The article presents the theoretical method of assess the impact of radiant heat on hot productions workers considering radiation constant of the heated material, the temperature of the radiating surface, the distance to the workplace. Scientific novelty is the account of the impact on the workers of the reflected radiation having a mirror or diffuse.

Keywords: hot production, the thermal radiation, heat load

1. Relevance

Workplaces where the thermal emissions connected with technological processes exceed the level of heat losses of the body are called hot shops irrespective of ways of emissions insertion to this place (convection or radiation). Heat flows there from the heated objects and surfaces, hot or boiling masses. Such conditions are formed at workplaces in metallurgical production during metals treatment under pressure in the deep horizons in openings, in hot shops of the food processing plant in case of fire-fighting operations and some other productions. Under conditions of heating microclimate, thermal effect on workers, such as burns, body overheat, consciousness loss, heat strokes are quite frequent. From our standpoint, the reason which determines emergence of this sort of accidents is absence of reliable information about external thermal load of workers that generates insufficient level of application of antithermal means at the enterprises.

According to authors, objective evaluation of external thermal load of workers who are exposed to external thermal impact is a basis for selection of ways of enhancement of antithermal protection.

2. Results of researches

In metallurgical production, the main sources of external radiation are places where processes of boiling, heating of metal or other similar processes take place. Thermal beams when getting on a surface of workplaces and being partially absorbed transfer a part of energy to substance molecules forcing them to fluctuate intensively by heating up. Remaining energy is reflected from surfaces and dissipates in space.

At a workplace both the direct and reflected beams take place that should be considered when determining admissible time of workers stay in a zone of thermal injury (Figure1).

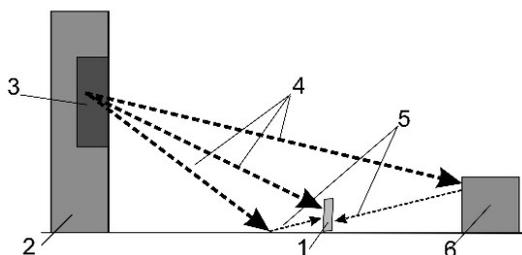


Fig. 1. The diagram of the external beam streams taking place at a workplace:
 1 – worker; 2 – technological installation; 3 – area of high temperature; 4 – direct thermal streams from the fire; 5 – reflected beams; 6 – reflecting surface

Convective flows emerge for two reasons. Firstly, it can be gaseous products, which evolve in course of burning and thermal destruction of combustible substances used in production. Considering that the majority of combustible solid, gaseous and liquid substances are organic compounds, the main part of products constitute carbon oxides, sulfurs, water vapor, gases of the organic nature, and also air nitrogen oxides in case of high (more than 1500°C) temperatures. Another component of convective streams is the air, which is heated up in case of contact with the heated surfaces. The density of warm gases is smaller than of air; and it moves under the impact of buoyancy force. The vector of movement of convective streams is determined by the sum of this force and direction of ventilating streams.

Conductive heating takes place in case direct contact of person with the heated surfaces or liquids. Most often, legs or only feet are subject to such thermal impact. Thus, external thermal load (Q_{wt}) of person, who is at workplace, consists of the following main components:

- direct thermal streams from heated sources (Q_{fd}) which action is of direction from a source;
- reflected (Q_{fr}) primary sources streams from soil and walls, reflected beams, as a rule, are of reflecting and diffusion nature, which is disseminated because of roughness of reflecting surfaces;
- convective flows of heated gases (Q_k) caused by heating of surface or wind transfer of products of burning;
- conductive (Q_c) heating of parts of work clothes adjoining to heated surfaces or flame.

The total amount of heat affecting the worker from the outside can be expressed by the equation:

$$(Q_{wt}) = Q_{fd} + Q_{fr} + Q_k + Q_c. \quad (1)$$

Thus, it is necessary to remind that reflected, convective and conductive thermal streams are derivative of direct streams Q_{fd} , i.e.:

$$Q_{fr} + Q_{\kappa} + Q_c = f(Q_{fd}). \quad (2)$$

Let us try to evaluate the value Q_{fd} on the basis of the following assumptions.

At a first approximation, the radiation source is close to a circle radius R by the form. The size of direct thermal stream from the melted or heated metal can be determined on the basis of area of the radiating space, temperature of radiating substance, distance to the front of radiation, transparency of air. The isotropic air medium where heat is generated is of half space form. Proceeding from Saint-Venant principle, let us accept an assumption that at distance more than three linear sizes of the radiation front ($3R$) it is possible to consider that all emitted energy is concentrated in its center. The isosurface of thermal stream is radiation hemisphere Ω ; its base is the circle of radius r equal to distance from a radiation source to work place. The projection of some irradiated platform to surface of hemisphere is equal to S (Figure 2).

The specific capacity of radiated thermal flow R_{rad} referred to a surface in 1 m^2 according to Stefan and Boltzmann law can be provided by the following expression:

$$P_u = \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4, \text{ W/m}^2, \quad (3)$$

where: ε – radiating ability (radiation constant) of heated material; σ_0 – Stefan-Boltzmann constant equal to $5,67 \cdot 10^{-12}$, $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$; T – temperature of radiating surface, K , ($^{\circ}\text{C} + 273$).

The size of radiating ability of materials ε differs significantly in wave ranges. Infrared radiation is implemented in the range from 0,74 to 2000 *microns*. It is reasonable to evaluate the size of thermal streams as integrated for different intervals of radiation range. For approximate evaluation, it is possible to use an average indicator with the help of reference value.

Power of radiation of the source of circle form with radius R is:

$$I = P_u \cdot \pi \cdot R^2, \text{ W}. \quad (4)$$

Specific energy (intensity) of radiation, which is evenly distributed on a surface of hemisphere, is:

$$E = I/\Omega = \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1}, W/m^2. \quad (5)$$

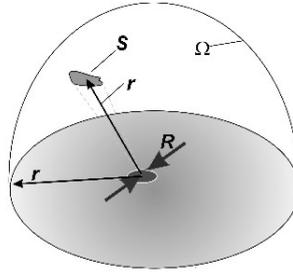


Fig. 2. The diagram of determination of thermal load of the platform S located in radiation hemisphere Ω , which is at distance r from a source of heat of radius R : r – distance from a source to the center of workplace

The energy passing to the surface of platform S , m^2 , which is on a radiation hemisphere surface, is:

$$E_S = \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot S \cdot (2 \cdot r^2)^{-1}, W. \quad (6)$$

If a projection of human shadowgraph to hemisphere (at human height $h_n = 1,8$ and width of shoulders of $0,6$ m, S is about $1,1$ m^2) is considered as the platform S , the obtained result of calculation will correspond to direct thermal stream (Q_{fd}) affecting the worker.

Besides direct beams E , the reflected E_m affects workers in hot shops. The amount of thermal radiation in a workplace should not exceed admissible safety rules level, intensity of thermal emission $E_{sc} = 5,6$, $mJ/(m^2 \cdot h)$, $= 155,6$, W/m^2 can be maintained without special protection during unlimited time, $E_{sc} = E + E_m$. Therefore, limiting safe size of the reflected radiation will be:

$$E_m = E_{sc} - E. \quad (7)$$

Ratio of the reflected thermal radiation to the size of stream of the radiant energy on the surface is characterized by coefficient of reflection (k_o), it can vary in the wide range.

Reflection of beams is of dual nature, namely, reflecting and scattered (diffusion). Under real conditions, there are reflected beams of both types. The

ratio of the reflecting and scattered reflected light depends on a condition of the irradiated surface. Therefore, it is reasonable to consider both variants of reflection of infrared radiation separately.

For reflection, the surface must be smooth, for example, quiet water or polished materials, such as mirror, aluminium foil. Reflected thermal stream represents vector of beams. Criterion of specular reflection is image of radiation source on the irradiated surface. For the surfaces located close to the platform on which the beam (level of feet of the worker) falls, the size of reflected stream is:

$$E_{m1} = \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} \cdot k_{oz}, W/m^2, \quad (8)$$

at the level of head this value is:

$$E_{m2} = \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} \cdot k_{oz} \cdot h_u^{-2}, W/m^2, \quad (9)$$

Real surfaces, which prevail in workplaces, are rough; and ledges and holes can be of various sizes and orientation, therefore light is reflected in various directions that is scattered. Let us consider the variant of loss of heat – quasi uniform distribution in reflecting hemisphere Ω_r (Figure 3).

Under identical conditions of radiation, vector action of scattered radiation is significantly less than reflected one; however, integrating, acting from various directions together with direct beams, it affects workers negatively.

Generally, scattered beams are distributed in reflecting hemisphere with space angle $\Omega_r = 2\pi$, steradian and the basis in the form of circle with radius r , and area of hemispherical surface $2\pi r^2$. The size of radius depends on the size of direct radiation E and coefficient of reflection k_o .

Thermal energy reflected quantitatively corresponds to thermal stream $O = 1m^2$ (falling on the single platform) multiplied by coefficient of reflection k_o and is:

$$E_m = E \cdot k_o = \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} \cdot k_o, W. \quad (10)$$

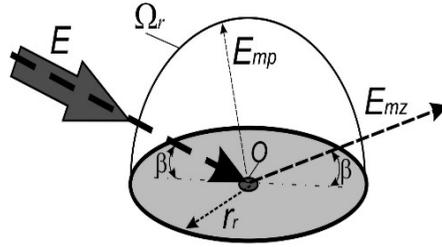


Fig. 3. Diagram of specular and scattered reflection of thermal stream E of single platform
 O : β – angles of falling and reflection; E_{mz} – vector of reflected stream;
 E_{mp} – beam of scattered stream; r_r – radius of zone of scattered reflection; Ω_r – hemisphere
 where the main part of scattered energy is concentrated

Density of stream of the reflected light beams is inversely proportional to the square of distance to the irradiated object; therefore, they mainly affect close located surfaces. The closest things are feet of workers. From there, it is possible to establish the maximum radius of hemisphere, on which border the reflected beams influence the human with intensity of no more than E_{sc} .

In such hemisphere, radiation exceeds admissible level. Specific thermal load E_{tr} of reflection to hemisphere surfaces Ω_r is:

$$E_{mr} = E_o / \Omega_r = Ek_o / (2\pi \cdot r_r^2), \text{ W/m}^2. \quad (11)$$

The size of radius r_r forming hemisphere Ω_r , out of which thermal radiation does not exceed safe level, can be determined taking into account expression (7):

$$E_{sc} - E = Ek_o / (2\pi \cdot r_r^2),$$

from where:
$$r_r = \sqrt{\frac{Ek_o}{2\pi(E_{sc} - E)}}. \quad (12)$$

From the obtained expression, it follows that the safe value of hemisphere of reflection can change depending on primary radiation, but it will be always proportional to root square from reflection coefficient value for this type of surface.

In case of evaluation of thermal conditions at workplaces as radius, it is possible to consider such indicator as human height h_h .

The part of surface of human body turned to primary source of radiation is the most intense on radial load. It is affected by both direct and reflected beams, which create the high possibility of thermal injury. Diagram of distribution of beams on this site by the height of human body is presented in Figure 4. From the opposite "shadow" side, only the reflected component of scattered radiation takes place, in the diagram; it is limited by dashed line.

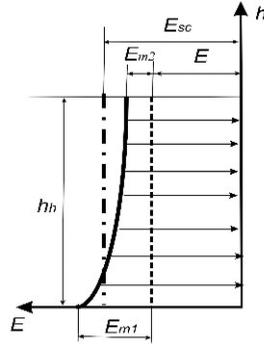


Fig. 4. Distribution of straight (E) and reflected beams at the levels of feet (E_{m1}) and head (E_{m2}) along human body of height (h_h); the dotted line divides a straight line and reflected components of beam stream; E_{sc} – the safe level of thermal radiation at a workplace

When determining thermal conditions at a workplace, it is necessary to consider the "hottest" place (it is the point located at feet). The beam stream affecting it is equal to the sum $E+E_o$ (see Figure 6):

$$\begin{aligned}
 E+E_{m1} &= \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} + \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} \cdot k_o = \\
 &= \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} (1+k_o), W/m^2.
 \end{aligned}
 \tag{13}$$

Near the head, thermal load is slightly lower and is $E+E_{m2}$:

$$\begin{aligned}
 E+E_{m2} &= \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} + \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} k_o / 2 \pi h_h^2 = \\
 &= \varepsilon \cdot \sigma_0 \cdot T^4 \cdot R^2 \cdot (2 \cdot r^2)^{-1} \cdot (1 + k_o (2\pi \cdot h_h^2)^{-1}).
 \end{aligned}
 \tag{14}$$

It is necessary to consider that real surfaces of floors and walls in production rooms do not possess properties of specular or exclusively scattered reflection of

beams. Therefore, in case of evaluation of thermal conditions on workplaces in hot shops, it is necessary to consider both variants of reflection, and to evaluate thermal impact.

Conclusion

Components of external thermal load of the worker, who is at a workplace in the hot shop, were determined. These are direct thermal streams from primary sources of radiation; the reflecting and diffusion beam streams reflected from soil and walls; convective gas streams; conductive heat transfer from heated surfaces or flame. Theoretically, on the basis of classical theory of thermodynamics, the methodology of evaluation of beam impact on staff of hot shops considering constant of radiation of heated material, temperature of the radiating surface, distance to a workplace, was provided. In methodology, accounting of impact of the reflected radiation having reflecting or diffusion nature on workers is new. Joint impact of straight and reflected beams at the levels of legs and head was considered. The obtained results can be used further for determination of secondary components of the heating microclimate (convection, conduction), evaluation of integrated external load, and justification of ways and means of antithermal protection of workers.

References

1. Shakhbazyan G.X.: *Gigiena proizvodstvennogo mikroklimata* [Hygiene of production microclimate]. Kiev: Zdorovya, 1977.
2. Marszałek A.: *Fizjologiczne reakcje organizmu człowieka podczas pracy w odzieży ochronnej w gorącym środowisku. Bezpieczeństwo pracy*, 2006, s. 11÷15.
3. Bolibrukh B.V., Chmiel M.: *Opracowanie i weryfikacja modelu obliczeniowego stanu cieplnego odzieży ochronnej pożarze ciepła w różnego rodzaju testach. Technique and Technology, BiTP*, 2015, Vol. 38, nr 2, s. 53÷61.
4. DeMars K.A., Henderson W.P., Liu M.: *Thermal Measurements for Fire Fighters' Protective Clothing. Thermal Measurements: The Foundation of Fire Standards, ASTMSTP 1427, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 2002, p. 1÷15.*
5. Fanglong Z., Weiyuan Z.: *Chen Minzhi Investigation of Material Combinations for Fire-fighter's Protective Clothing on Radiant Protective and Heat-Moisture Transfer Performance. FIBRES & TEXTILES in Eastern Europe*, 2007, Vol. 15, № 1(60), p. 72÷75.
6. Popovskiy D.V., Okhlomenko V.Yu.: *Boevaya odezhda is naryazhenie pozharnogo* [Clothes and equipment of firefighter]. Russian Academy of FMS of Emergency Ministry, Moscow 2004.
7. Roeser Wm.R., Wensel H.T.: *Freezing Temperatures of High-Purity Iron and Some Steels. Journal of Research of the National Bureau of Standards*, 1991, Vol. 26, p. 273÷287.

MODELING OF TRANSPORTATION PROCESSES IN THERMAL SUITS WITH HEAT EXTRACTION

Kostenko T., Maiboroda A., Pokaliuk V., Nuianzin O., Nesterenko A.

Cherkasy Institute of Fire Safety named after Chornobyl Heroes of NUCP of Ukraine, The Chair of Automatic Systems and Electrical Installations

Abstract

The mathematical model of heat transfer in the perspective heat shielding means for rescuers that has a two-layer woven shell with air layer, water and ice or water cooling system takes into account the effect of temperature of environment, thermal properties of layers and geometric parameters of the shell phase transformation of refrigerant (ice into water) and further heat exchange, energy consumption of a person and the ratio of area, which is covered by cold accumulators and the area under suit space was examined.

1. Formulation of the problem

Further improvement of rescuers' means of protection from the effects of negative factors of fire is possible through taking away the heat from under suit space by absorption or removal of it outside the system "man – heat protection clothing." Existing types of heat-clothes usually have multi-layer construction that partly prevents access of heat from the source of fire to the body of a rescuer, but contributes to the accumulation of physiological heat. To limit the temperature in under suit space flow cooling scheme [1] or heat absorbers such as ice and water [2] are offered. At present mathematical model, which take into account the transfer of heat through multilayer membrane while simultaneous extraction of thermal energy is not known.

2. Formulation of the problem and its solution

The mathematical model of unsteady heat transfer from the environment through a protective suit to the person who has different levels of physical activity, at the same time suit design scheme represented in the form of a multi-layered membrane consisting of materials of different thicknesses and air sectors, has a water and ice cooling system takes into account the effect of temperature of environment, thermal properties of layers and geometric parameters of the shell, phase transformation of refrigerant (ice into water) and subsequent heat exchange, energy consumption of a person and ratio of the area, which is covered by cold accumulators and the area of under suit space.

3. Presentation of main research materials with complete argumentation of the results

We analyzed the process of heat transfer in a three-layer shell, which scheme form (fig. 1) includes: 1 – outer layer; 2 – air layer; 3 – inner layer; 6 – cooling elements. The shell is prone to thermal influence Q_c from the environment (from

outside), human body – 4 (from inside) Q_4 . There are sources of heat absorption in air layer of under suit space Q_n – 5:

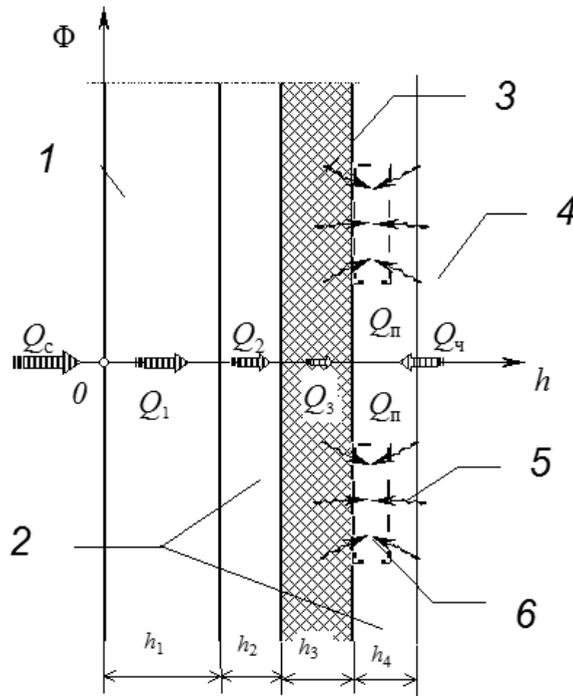


Fig. 1. Design scheme of suit shell

To construct a mathematical model of processes of heat transfer in suit shell spatial coordinate h, m was taken, which is measured from the outer surface of the suit at normal inside membrane. We formulate suggestion that along the surface of any layer of the shell (in the direction perpendicular to $0h$) the substance is uniformly distributed, i.e. the gradient of the substance layer by the area within the investigated fragment of the suit is negligible compared to the gradient inside the shell. The task is seen in one-dimensional setting. The time is counted from the moment when a person in a protective suit gets in the environment of high temperature. The dynamics of the distribution of heat on the thickness of protective shell is described by the differential equation

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \tau} = \varphi^2 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial h^2}, \quad (1)$$

where: $\Phi = \Phi(h, \tau)$ – physical variable characterizing temperature, T, K , caused by heat flow Q_c, W ,

$\varphi^2 = \varphi^2(h)$ – diffusion coefficient of conductivity of shell material or thermal diffusivity α^2 .

It is expected that at the initial time the temperature in the shell Φ_0 – minimum and the same in all layers, namely:

$$\Phi|_{\tau=0} = \Phi_0 = \text{const} \quad . \quad (2)$$

Penetration of heat from the environment into the shell and from the shell in under suit space (USS) is modeled according to Newton's law, with boundary conditions of the third kind:

$$\sigma_c (\Phi_c - \Phi_1|_{h=0}) = -\varphi_1^2 \frac{\partial \Phi_1}{\partial h} \Big|_{h=0} ; -\varphi_3^2 \frac{\partial \Phi_3}{\partial h} \Big|_{h=\Delta} = \sigma_n (\Phi_3|_{h=\Delta} - \Phi_n), (3)$$

where lower index $i = 1, 3$ indicates the value of a variable within i -layer;

$$\Delta = \sum_{i=1}^3 h_i \quad - \text{the total thickness of layers of shell, } m;$$

$$h_i \quad - \text{thickness } i\text{- layer or interlayer, } m;$$

σ_c i σ_n – rates of substance exchange between the environment and the shell between the shell and USS, m/s .

We assume that exchange of substance on the boundary air layer occurs on the basis of the law of Fourier corresponding boundary conditions of the fourth kind:

$$\Phi_i|_{h=\delta_i} = \Phi_{i+1}|_{h=\delta_i}; \varphi_i^2 \frac{\partial \Phi_i}{\partial h} \Big|_{h=\delta_i} = \varphi_{i+1}^2 \frac{\partial \Phi_{i+1}}{\partial h} \Big|_{h=\delta_i}, \quad (4),$$

where lower index $i = 1, 2$ indicates the value of a variable within i layer or interlayer $\delta_1 = h_1$; $\delta_2 = h_1 + h_2$.

The amount of substance that penetrates into the USS may be determined based on the equation of its balance:

$$Q_n = Q_c + Q_{in} + Q_v + Q_n, \quad (5),$$

where Q – flow of substances: heat flow, W , or mass flow of a harmful substance, kg/s ; indexes indicate respectively the flow of substance in USS: «n» – accumulated in the current moment; «c» – penetrated from the external

environment through membrane; «III» – penetrated from the environment through seams and other leaking components of the suit; «Ч» – from human body; «И» – absorbed or released. Further it is provided that the value of Q_{III} and $Q_{Ч}$ – known constants.

4. The results of computational experiments

The results of calculations make it possible to predict the temperature conditions in USS of heat protective suit, taking into account specified thermophysical properties of their membranes and area (mass) of heat absorbers within a specified operation time of rescuers. As an example, the dynamics of temperature in different layers of suit for specific design is given (fig. 2).

The use of submitted calculation formulas also enables the study of the effect of changing of shell design (numbers, geometrical and thermal parameters of layers and interlayer) on the dynamics of temperature near the surface of human body (fig. 3).

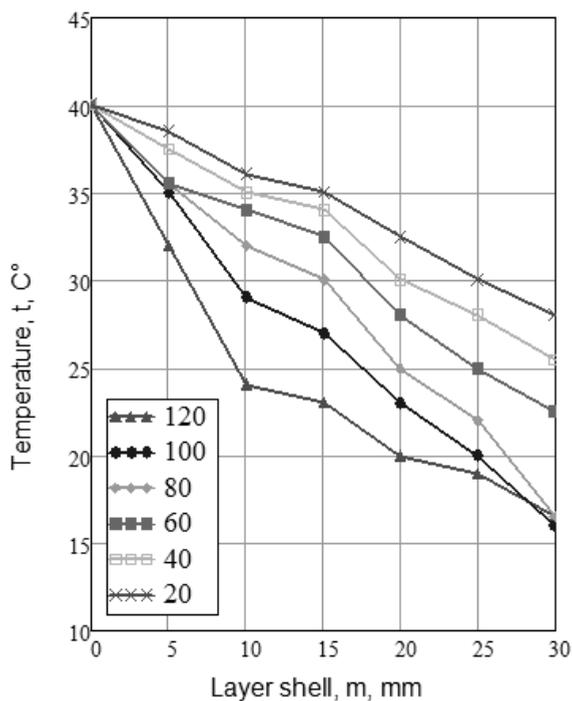


Fig. 2. The dynamics of temperature in the layers of shell of the suit before and after ice melts

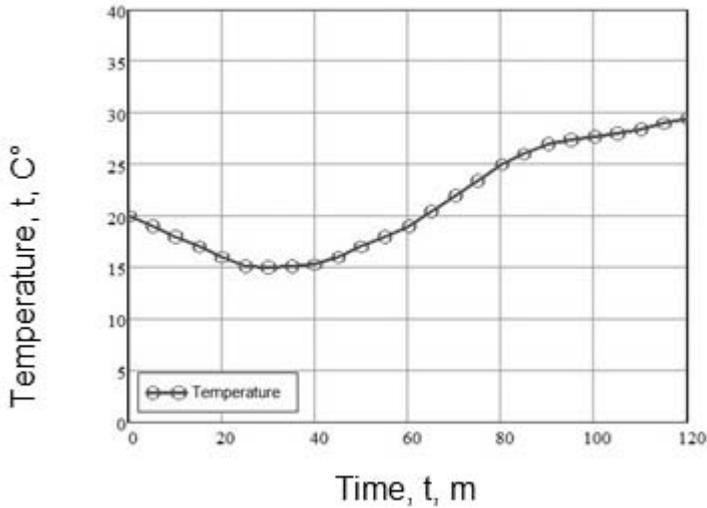


Fig. 3. Dynamics temperature in under suit space

Conclusions

Presented mathematical dependences make it possible to assess the dynamics of temperature in under suit space at different levels of external heat load and intensity of work. This information is required for conducting necessary calculations while preparing emergency response plans, predicting speed of movement of rescuers on a given course, time needed for covering the given course, expenditure of oxygen and energy consumption of the body. This will ensure effective and safe conducting of rescue operations in extreme micro-climatic conditions.

Literature

1. Kostenko V.K., Kostenko T.V., Pokaliuk V.M.: Patent of Ukraine. №109668: Heat Protective Suit. 25.08.2016.
2. Onasenko A.A.: Theoretical Foundations of Heat and Mass Transfer in Gas Protective Suit with Ice and Water Cooling System. Problems of Ecology: Collection of Scientific Works. Donetsk: DonNTU, 2005, № 6, p. 67-77.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОГНЕЗАЩИТНОЙ
СПОСОБНОСТИ ПОКРЫТИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ
ПРИ ИХ ИСПЫТАНИЯХ В УСЛОВИЯХ ТЕМПЕРАТУРНОГО
РЕЖИМА УГЛЕВОДОРОДНОГО ПОЖАРА**

***DETERMINATION OF CHARACTERISTICS OF FIRE-
RETARDANT ABILITY OF COATING OF METAL CONSTRUCTIONS
WHEN TESTED UNDER CONDITIONS OF TEMPERATURE REGIMES
OF HYDROCARBON FIRE***

Ковалев А.И., Зобенко Н.В., Олійник И.Я.

Черкасский институт пожарной безопасности имени Героев Чернобыля
НУГЗ Украины

Abstract

The methodology of preliminary assessment of capacity of fireproof coatings for steel structures is presented with the help of calculation and experimental method in conditions of fire exposure and temperature of hydrocarbon fires. Data on testing this technique in assessing the capacity of fireproof coatings on water basis «Amotherm Steel Wb», which bubbles. It is shown that for the critical temperature of steel 500°C and normalized duration of fire exposure of 30 minutes the value of minimum thickness of specified fire-proof coatings for fire exposure under temperature conditions of hydrocarbon fire is 2 times higher than for standard temperature conditions.

Введение

Для определения характеристики огнезащитной способности покрытий для строительных конструкций из металла существует методика, которая изложена в работах Круковского П.Г., Новака С.В., Цвиркуна С.В., Григорьяна М.Б. и состоит в определении этой характеристики в условиях испытаний металлических конструкций при стандартном температурном режиме пожара. Следует отметить, что данная методика хорошо зарекомендовала себя в работах этих ученых, однако не всегда учитывает поведение образцов при их испытаниях в условиях других температурных режимов, например режиму углеводородного пожара. Однако, как показывают исследования авторов [1, 2] и недавние резонансные пожары на объектах нефтехимического комплекса, становится понятным, что необходимо учитывать возможные проектные сценарии пожара и температурные режимы пожаров при проектировании пассивной огнезащиты для строительных конструкций из металла. Поэтому и назрела необходимость разработки методики для определения характеристики огнезащитной способности покрытий для строительных конструкций из

металла в условиях испытаний металлических конструкций по температурному режиму углеводородного пожара, что и является **целью** данной работы.

Результаты исследований

Такая методика была разработана и учитывает специфику работы строительных конструкций из металла в различных условиях, при разной пожарной нагрузке в зданиях и сооружениях различного функционального назначения.

Предложенная методика предварительной оценки огнезащитной способности покрытий стальных конструкций в условиях температурного режима углеводородного пожара имеет такие этапы:

1. Проведение экспериментов по определению температур с необогреваемой поверхности стальной пластины с огнезащитным покрытием в условиях огневого воздействия за температурным режимом углеводородного пожара.

2. Определение теплофизических характеристик огнезащитного покрытия путем решения обратной задачи теплопроводности (далее – ОЗТ).

3. Определение характеристики огнезащитной способности покрытия – зависимости минимальной толщины покрытия от толщины стальной пластины, времени огневого воздействия и значения критической температуры стали, путем решения прямых задач теплопроводности (далее – ПЗТ).

Согласно **первого пункта методики** проводят эксперименты по определению времени от начала температурного воздействия за температурным режимом углеводородного пожара на стальную пластину с нанесенным средством огнезащиты до повышения ее температуры к критической. Эксперименты проводят в огневой печи.

Температурный режим углеводородного пожара определяется по формуле [2]:

$$T_g = 1080 (1 - 0,325e^{-0,167t} - 0,675e^{-2,5t}) + 20, \quad (1)$$

T_g – температура газовой среды возле конструкции, °С;

t – время, хв.

Согласно **второго пункта методики** по экспериментальным данным измерения температуры стальных пластин и температуры в печи путем решения ОЗТ определяют теплофизические характеристики огнезащитного покрытия. При этом используют такую математическую модель, которую построено для физической модели теплового состояния в системе «огнезащитное покрытие – стальная пластина – теплоизоляция» (рис. 1):

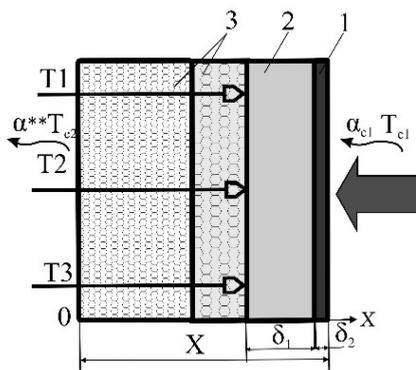


Рис. 1. Физическая модель теплового состояния в системе «огнезащитное покрытие – стальная пластина – теплоизоляция»: 1 – огнезащитное покрытие; 2 – стальная пластина; 3 – два слоя теплоизоляционного материала.

Согласно **третьего пункта методики** используя математическую модель теплового состояния в системе «огнезащитное покрытие – стальная пластина» (без слоя теплоизоляции), решением серии ПЗТ определяют зависимость минимальной толщины покрытия от толщины стальной пластины, нормированного времени огневого воздействия и критической температуры стали.

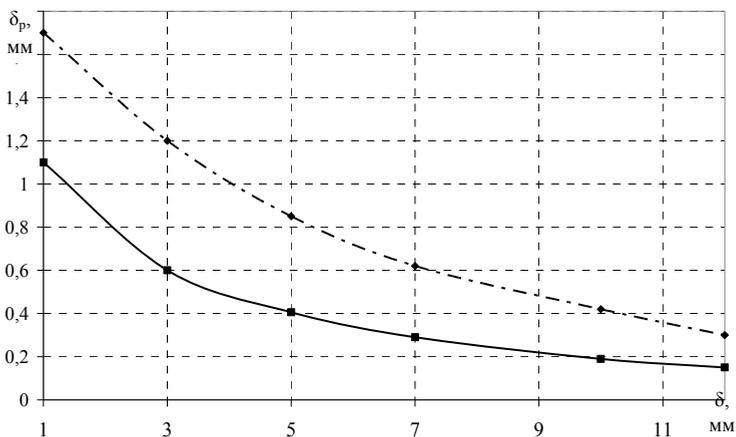


Рис. 2. Зависимость минимальной толщины огнезащитного покрытия «Amotherm Steel Wb» (δ_p) от толщины стальной пластины (δ) для критической температуры стали 500 °С и продолжительности огневого воздействия 30 мин: сплошная кривая – при стандартном температурном режиме пожара; пунктирная кривая – при температурном режиме углеводородного пожара.

δ_p – минимальная толщина огнезащитного покрытия, мм;

δ – толщина стальной пластины, мм.

С помощью данной методики определена огнезащитная способность покрытия «Amotherm Steel Wb» при испытании двух стальных пластин с этим покрытием в условиях температурного режима углеводородного пожара. В результате получена зависимость толщины стальной пластины от толщины образовавшегося огнезащитного покрытия для времени огневого воздействия по температурному режиму углеводородного пожара в 30 мин (рис. 2).

Вывод

Сравнивая зависимости, приведенные на рис. 2, можно сделать вывод о том, что значения минимальной толщины огнезащитного покрытия для огневого воздействия за температурным режимом углеводородного пожара в 2 раза больше, чем для стандартного температурного режима.

Литература

1. Ковальов А.І., Качкар Є.В., Зобенко Н.В.: Особливості застосування покриттів металевих конструкцій при різних температурних режимах пожежі. Пожежна безпека: теорія і практика, 2014, № 16, с. 135÷139.
2. Ковальов А.І., Качкар Є.В., Зобенко Н.В.: Експериментальне дослідження вогнезахисної здатності покриття Amotherm Steel Wb при температурному режимові вуглеводневої пожежі. Пожежна безпека: теорія і практика, 2014, № 17, с. 53÷60.

ПРОБЛЕМА НАДЕЖНОСТИ СРАБАТЫВАНИЯ СИСТЕМ ПОЖАРНОЙ СИГНАЛИЗАЦИИ НА ПРОМЫШЛЕННЫХ ОБЪЕКТАХ

PROBLEM OF FIRE ALARM SYSTEMS OPERATION SAFETY AT INDUSTRIAL FACILITIES

Мельник О.Г., Мельник Р.П., Томенко М.Г.

Черкасский институт пожарной безопасности имени Героев Чернобыля
НУГЗ Украины, Факультет пожарной безопасности

Abstract

In this article possible ways of increase the efficiency of operation of fire alarm systems and the parameters that affect the reliability of operation of the whole system were determined. Consideration of the results will increase the reliability of such systems and ensure the protection of people during the evacuation.

Одним из приоритетных национальных интересов Украины и других европейских стран является обеспечение экологически и техногенно безопасных условий жизнедеятельности каждого человека и общества в целом. Техногенные чрезвычайные ситуации уносят жизни многих людей, наносят ущерб государству, при этом совокупные размеры прямых и косвенных потерь от поражающих факторов чрезвычайных ситуаций с каждым годом растут на 10÷30%.

Наличие в Украине развитой промышленности, сверхвысокая ее концентрация в отдельных регионах, существование крупных промышленных комплексов, на которых сосредоточены потенциально опасные объекты различной категории, обуславливает большую вероятность возникновения чрезвычайных ситуаций техногенного происхождения, которые угрожают человеку, экономике и окружающей среде.

Риск возникновения чрезвычайных ситуаций на промышленных объектах в Украине увеличивается в связи с экономическими трудностями – устаревшими технологиями, износом оборудования, сокращением финансирования мероприятий, касающихся модернизации производственных фондов, ремонтно-профилактических работ и др. Кроме того, снижается уровень исполнительной и технологической дисциплины.

Согласно статистике гибели населения стран мира, которую проводит сайт World Health Ranking [1], Украина находится на 63 месте среди 172 государств по гибели людей на пожарах. Данные статистики вызывают особое беспокойство и требуют разработки комплекса мероприятий по

предотвращению пожаров. Большое значение при этом приобретают методы и средства мониторинга, прогнозирования и профилактики на основе современных информационных технологий и вычислительных комплексов.

Одной из причин возникновения и развития пожаров на промышленных объектах является несрабатывание систем пожарной сигнализации, предназначенных для обнаружения пожара, обработки и предоставления в заданном виде сообщения о пожаре на защищаемом объекте, специальной информации, а также выдачи команд на включение автоматических установок пожаротушения и управления другими техническими средствами [2]. Неисправность системы может быть следствием приема в эксплуатацию систем с использованием приемно-контрольных приборов охранного назначения, которые не обеспечивают выполнение функций пожарной автоматики и не имеют соответствующего сертификата. Также к недостаткам работы можно отнести ненадлежащий контроль за учетом и техническим обслуживанием систем пожарной сигнализации и т. д. [3].

Раннее обнаружение пожара техническими средствами и заблаговременное оповещение являются первоочередными задачами повышения противопожарной безопасности людей в зданиях и сооружениях. Большинство зданий и сооружений должны быть оборудованы системами пожарной сигнализации и системами оповещения. Для того, чтобы система пожарной сигнализации своевременно запускала системы оповещения людей о пожаре и позволяла управлять эвакуацией, необходимо обеспечить ее надежностью и «живучестью» – параметр, характеризующий способность системы пожарной сигнализации функционировать в процессе развития пожара в течение всего периода, необходимого для эвакуации людей из здания. Ранее в задачи систем пожарной сигнализации входило только выявление первичного источника возгорания, после чего предполагалась практически мгновенная эвакуация. Но в случае неконтролируемого развития пожара, появления вторичных очагов возгорания, распространения дыма по междуэтажным перекрытиям в помещении и, как следствие, ограничение или даже уничтожение путей эвакуации, система пожарной сигнализации уже не подаст сигнал. Печальная статистика последних лет заставляет менять подходы к построению систем пожарной сигнализации, создавать высоконадежные системы.

Любая система пожарной сигнализации должна работать непрерывно и безотказно, поскольку ошибки в ее работе могут стоить самого ценного – жизни человека, поэтому ко всем системам пожарной сигнализации предъявляются определенные требования по надежности, которые представлены на рис. 1.

Показателями надежности составляющих элементов системы пожарной сигнализации являются: средняя наработка на отказ; установленная

безотказная наработка; установленные сроки службы; вероятность безотказной работы; вероятность возникновения отказа; установленный срок хранения; среднее время обновления работоспособного состояния.



Рис. 1. Составные надежности систем пожарной сигнализации

Основные характеристики противопожарных систем – надежность и достоверность обнаружения пожароопасной ситуации. Без учета этих характеристик невозможно спроектировать работоспособную систему и обеспечить реальную защиту объекта от пожара. В действующих нормативных документах Украины приводятся требования к надежности только пожарных извещателей и приемно-контрольных приборов, однако эти требования настолько низкие, что их выполнения недостаточно для того, чтобы обеспечить высокую надежность самой системы. Поэтому необходимо разрабатывать новые методы повышения достоверности контроля и диагностики систем пожарной сигнализации.

Литература

1. Fires Death Rate [Электронный ресурс 2017]. Режим доступа: <http://www.worldlifeexpectancy.com/cause-of-death/fires/by-country>.
2. Рудницький В.М., Гончар С.В.: Проблема надійності спрацювання систем пожежної сигналізації. Проблеми інформатизації: мат-ли II міжнар. наук.-техн. конф. Черкаси: ЧДТУ; Гольятті: ТДУ, 2014.
3. Молдавчук Т.М., Міллер О.В.: Аналіз порушень у сфері ліцензування робіт і послуг протипожежного призначення. Проблеми та перспективи розвитку забезпечення безпеки життєдіяльності: зб. наук. праць міжнар. наук.-практ. Львів: ЛДУБЖД, 2012, с. 103÷104.

THE EVALUATION OF FIRE RESISTANCE FOR REINFORCED CONCRETE BEAM WITH USE EXPERIMENTAL-CALCULATION METHOD

Nekora O., Medvid B., Omelchenko A., Pozdieiev S.

Cherkassy Institute of Fire Safety named after Chernobyl Heroes National University of Civil Protection of Ukraine Science Department

Abstract

The article shows results of behavior research of reinforced concrete beam exposed to fire using standard “time-temperature” curve. Practice of fire resistance estimating for reinforced concrete beams based on experimental and calculation method was developed and tested on the basis of the study results.

Introduction

Due to a large volume of construction in our country, complexity and increased risk of accidents for people, who stay in buildings, in case of fire, there are many crucial issues to reduce the risk of injuries and deaths in case of collapse of building structures.

One of the main sources of risk in building structures due to fire heat exposure is low design safe load factor for such extreme conditions. Collapse of structures is of particular danger for people staying in a building for a time longer than the one required for the structure to exhaust its strength resources. Such people are exposed to danger during evacuation, especially when it is difficult, as the personnel of rescue units engaged in localization and liquidation of fire in the building are. Bent structural elements in such circumstances are of the greatest danger of collapse. Reinforced concrete beams are among these elements, as they have the largest size and load.

Taking into account all aforementioned, it can be noted that increasing fire safety of building structures is connected with improving of forecasting methods of reinforced concrete elements including reinforced concrete beams behavior for these conditions based on tests for fire resistance [1 to 3]. Therefore, study of patterns of temperature distribution in cross-sections of reinforced concrete beams during the fire resistance test is a critical task.

1. Analysis of recent achievements and publications

In the work [4] the approach proposed is lying in testing without application of mechanical stress for further calculating interpretation of temperature measurements by solving a strength task. The strength task can be solved using revised and simplified calculation methods [5], but use of any of them means the need to determine temperature distribution in each point of cross-section. It is necessary to develop a method of interpolation of temperatures in

every point of the cross-section of reinforced concrete columns by temperature measuring during the tests carried out in specific measurement points of the inner layers in order to implement the method of data interpretation fire tests.

The objective of the research is formulated in this regard.

2. The objective of the research

The objective is to develop methods of calculating strength on the basis of temperature measuring in the inner layers of reinforced concrete beam during standard fire resistance tests without application of mechanical load.

High-temperature testing of two identical sample beams was carried out within the testing stand, which is shown in Fig. 1, in order to exercise procedures for developed methods of interpolation.

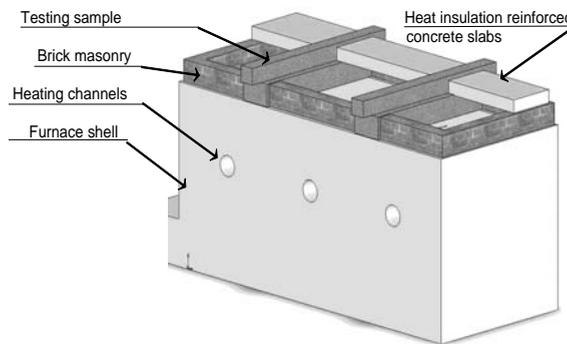


Fig. 1. Structure and appearance of the testing stand

Sample reinforced concrete beams for testing were the beam elements having folds for placing of reinforced concrete panels into them. Sample beam dimensions are the following: length is 2560 mm; width – 400 mm; height – 450 mm. Fig. 2 shows their cross-sectional geometry and layout of reinforcement bars.

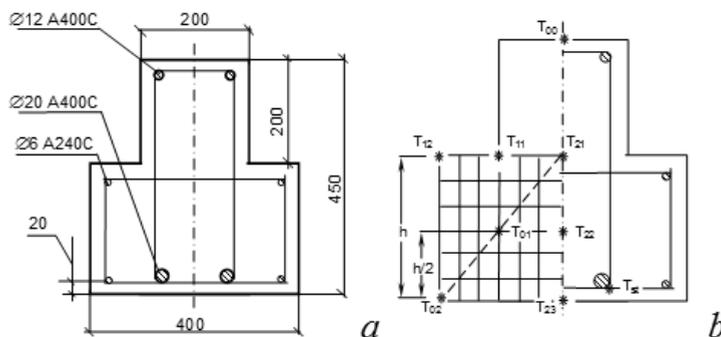


Fig. 2. Cross-sectional geometry (a) and layout of thermocouple sensing elements (b) of the beam for testing purposes

According to the technical documentation a reinforced concrete beam should be made of concrete of C 30/35 (B30) grade. Fig. 2 shows the layout of temperature sensors for temperature measuring in inner layers of the reinforced concrete beams.

Below the results of the beam tests, the results of interpolation, and the results of study of interpolation adequacy are given.

In order to acquire temperature distribution pattern in the reinforced concrete beam cross-section using the acquired data the following algorithm was used, see Fig. 3 [4].

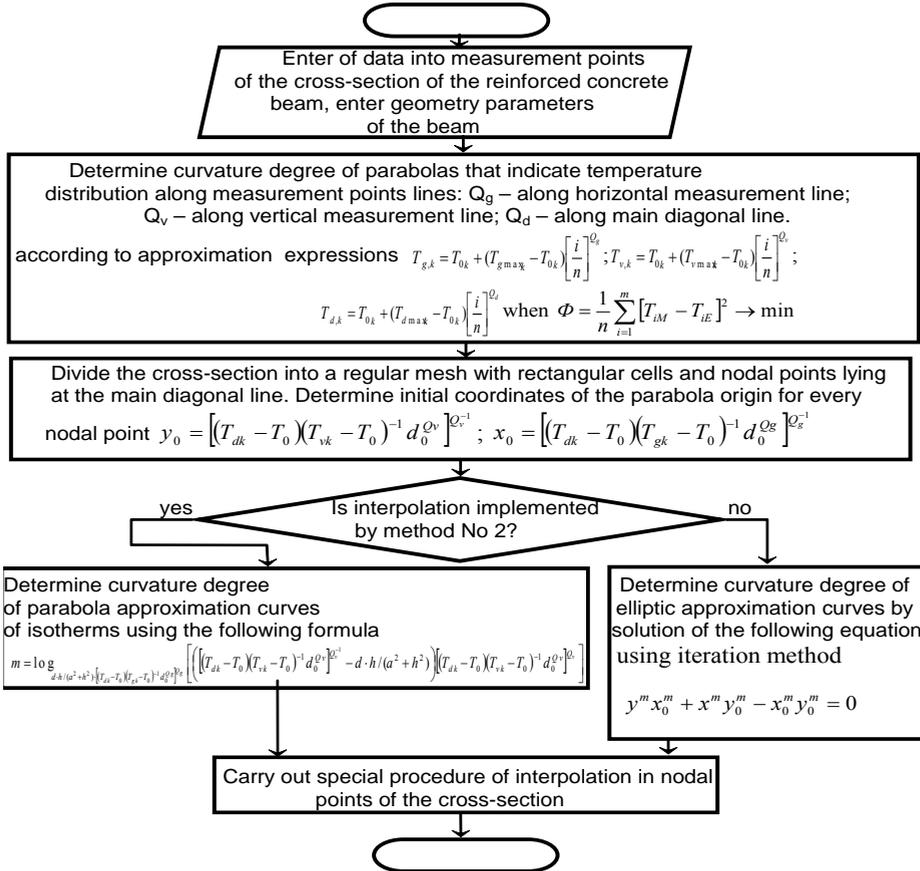


Fig. 3. Block diagram of temperature determining algorithm for nodal points of the cross-section by interpolation of temperature values in measurement points of the cross-section.

After interpolation using the developed techniques the following temperature distributions were obtained, see Fig. 4.

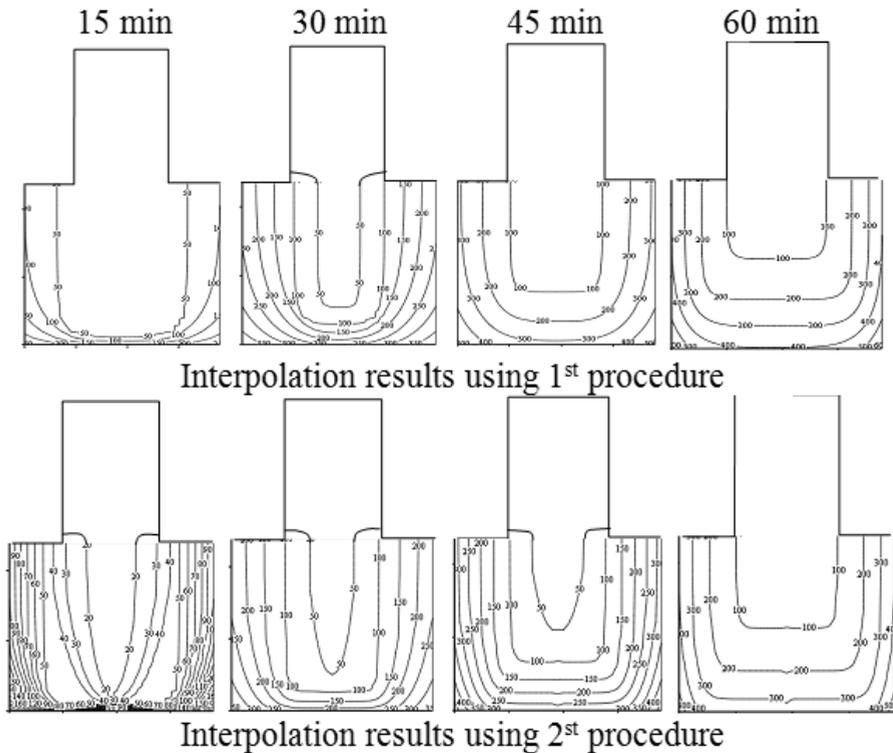


Fig. 4. Temperature distribution patterns in sample reinforced concrete beams, determined using interpolation method

To determine the load capacity a technique considering deformation model [4] was applied. Material properties were taken into consideration with recommendations provided by the second part of Eurocode 2 [5]. The calculations found that reduction of bearing capacity for investigational crossbars No. 1 and No. 2 (using different methods of interpolation, shown in Fig. 5) is time-dependent. These calculations show that the limit state of bearing capacity loss for both beams has been achieved. The limit condition was determined with regard to rated bending moment applied to the beams under question, according to the technical specifications (about 0.3 of destroying load) $N = 50 \text{ kNm}$.

Based on the study the fire resistance calculation method for reinforced concrete beams using experimental and calculation methods was developed. Its application is schematically shown in Fig. 6.

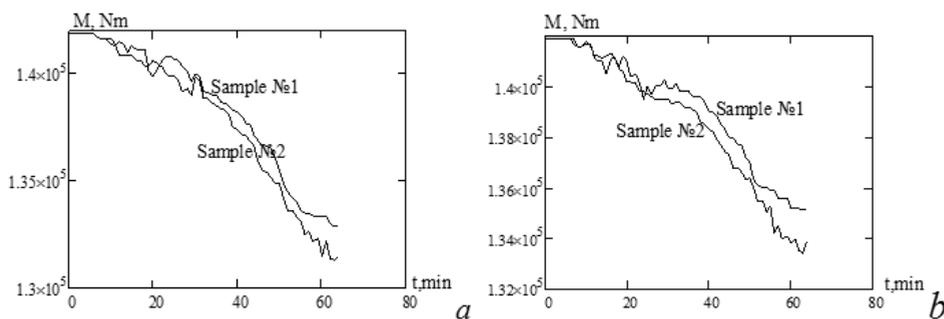


Fig. 5. Figure of the bearing capacity reduction for reinforced concrete beams according to the first interpolation method (a) and the second interpolation method (b)

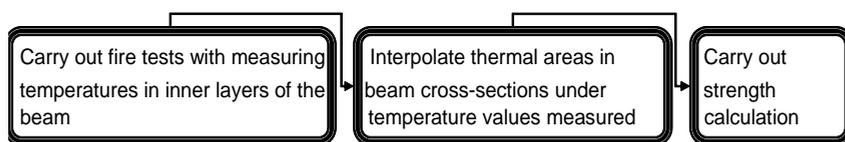


Fig. 6. Algorithm of operation life forecasting for reinforced concrete beams exposed to high temperatures using interpretation of the results of high-temperature tests

Conclusion

As a result of the research the following conclusions were drawn.

1. The fire test of reinforced concrete beams was carried out and a temperature distribution in cross-section of beams was defined based on it by application of interpolation techniques developed.

2. The sequence of procedures of the strength calculation method based on temperature measuring in the inner layers of reinforced concrete beams was demonstrated.

3. Fire resistance of the reinforced concrete beams under question was evaluated based on the interpretation of the data obtained during the fire tests and using the proposed method of strength calculating.

References

1. DBN V.1.1-7-2002 Fire protection. Building structures fire safety.
2. DSTU B V.1.1-13:2007. Fire protection. Beams. Fire resistance testing method. Ukrarhbudinform, 2008.
3. DSTU B V.1.1-4-98. Building structures. Fire resistance testing methods. General requirements. Fire safety. Ukrarhbudinform, 2005.
4. Pozdieiev S.V., Otrosh Yu.A., Omelchenko A.M., Schipets S.D.: Interpretation of high-temperature tests results of reinforced concrete beams for determination of their fire resistance limit. Industrial building and engineering structures. Scientific and manufacturing magazine. Kyiv 2014, № 2, p. 14÷19.
5. EN 1992-1-2:2004 Eurocode 2: Design of concrete structures Part 1–2: General rules, Structural fire design, Brussels 2004.

ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФЕКТИВНОСТИ ИСПЫТАНИЙ НА ОГНЕСТОЙКОСТЬ НЕСУЩИХ СТЕН В ОГНЕВЫХ ПЕЧАХ РАЗНОЙ КОНФИГУРАЦИИ

BEARING WALLS FIRE RESISTANCE TESTS EFFICIENCY COMPUTATIONAL STUDY USING DIFFERENT CONFIGURATIONS OF COMBUSTION FURNACES

Pozdieiev S., Nuianzin O.**, Sidnei S.****

*Cherkassy Institute of Fire Safety named after Chernobyl Heroes National University of Civil Protection of Ukraine Science Department, **Cherkassy Institute of Fire Safety named after Chernobyl Heroes National University of Civil Protection of Ukraine Department of Physical and Chemical Bases of Development and Extinguishing Fires, ***Fire Safety named after Chernobyl Heroes National University of Civil Protection of Ukraine Science Department

Abstract

The article contains results of numerical simulation of bearing walls fire resistance test process using different configurations of combustion furnaces. Based on the obtained results value graphs shown dependence of temperature dispersion throughout a surface of every model of combustion chamber design during the computational study. Also difference between maximum and minimum temperatures on the surface of a reinforced concrete were built. Configuration having the most homogeneous distribution of temperature throughout heating surfaces is determined.

1. Problem statement

Whereas testing in combustion furnaces [1, 2] are carried out in a “standard” temperature mode conditions, there arises a question concerning homogeneousness of a reinforced concrete structure heating depending on design and configuration of a combustion furnace used, as internal design of its chamber, layout of burners and combustion products exhausting holes affects homogeneousness of distribution of temperature throughout heated surface of vertical structures, in particular this refers to wall structures.

2. Analysis of recent achievements and publications

In works [3÷5] a CFD FlowVision 2.5 software-assisted combustion furnace computer model creation and computational test process was described for a furnace used for real tests; during the process efficiency of heating process simulation for further use in studying of structural characteristics of combustion furnaces affect to their metrological characteristics is shown.

In accordance with the previous studies [3÷5], imperfection of structure, metrological instruments and fuel and nozzle system control methods the

conditions are created ensuring non-homogeneous distribution of temperatures throughout heated surfaces of tested structures and during their fire-resistance tests in combustion furnaces.

3. Purpose

The existing scientific works contain no researches with regard to effect of non-homogeneous temperature distribution throughout heated surfaces of bearing walls on fire resistance test results adequacy.

Based on the aforesaid, it is supposed to use existing structures of vertical combustion furnaces and an experience in designing of such equipment [6] taking into consideration general requirements [1, 2] in order to carry out the research.

4. Method

Using mathematical practice and models described in [3, 4], and grounding on their adequacy, confirmed by [5], using computer-assisted modeling the article deals with a number of geometric configurations of vertical combustion furnaces (number and layout of burners and fume gases exhausting holes etc. were varied) and the way structural features of the stand can influence homogeneity of the temperature distribution throughout heated surfaces of walls is shown. As a result a configuration providing the most homogeneous temperature distribution throughout heated surfaces of a vertical structure was determined in course of the test.

5. Consideration on methods and results

During the research several configurations and stands for combustion furnaces used in testing of vertical building structures were studied. Their structural features were described in previous works [3, 4]. In order to analyze their effectiveness, temperature distribution throughout heated surfaces of a structure at the 60th minute of the test, as well as temperature value dispersion at a surface of each simulated configuration of a furnace for every minute of the computational experiment and curves for their change over time were studied.

Every configuration was assigned a unique symbol. Figure 1 illustrates temperature distribution throughout the structure heated surfaces for every configuration at the 60th minute of the test.

Authors believe that main disadvantage of the configuration named “A” (Fig. 1a) is, compared to other configurations, small volume of furnace chamber, inefficient layout of the sole hole for fume gases exhausting. Due to that the heated reinforced concrete structure is heated non-homogeneously. The structure is heated less in central part of the furnace and above the hole for combustion gases exhausting.

After alternating of design of the furnace inner combustion chamber (Fig. 1b) temperature distribution throughout the heated surfaces of the structure became

even less homogeneous. However, more characteristic vertical distribution of temperatures is observed.

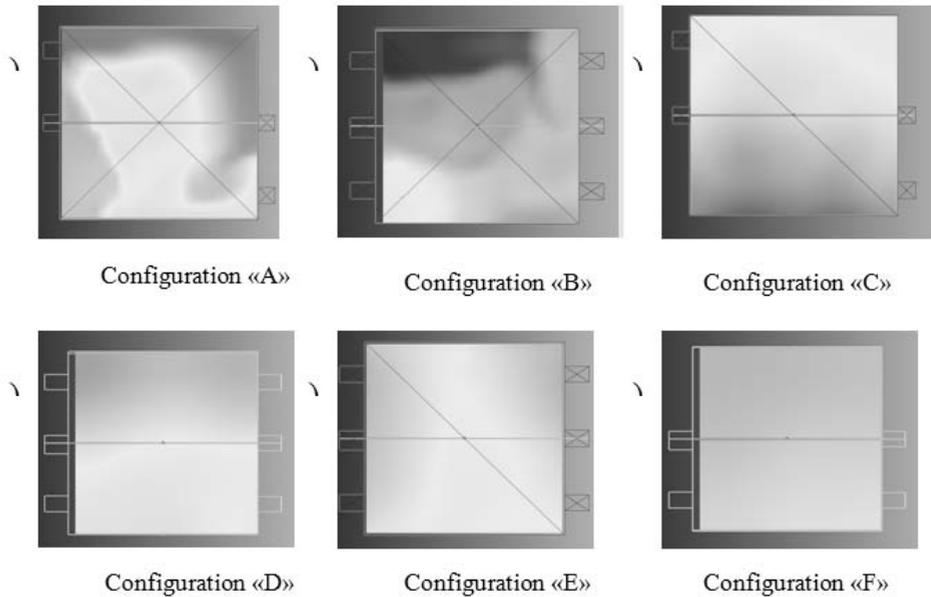


Fig. 1. The temperature gradient at the heated surface of the simulated structures – configurations from A to F respectively

In “C” configuration (Fig. 1c) more homogenous temperature distribution was achieved compared to “A” and “B” configurations, but due to location of combustion products exhaustion holes closely to burners, convection flows were directed towards these holes, too, and, as a result, this zone had higher temperature.

As it is shown in Fig. 1d the hole in central part of the furnace leads to higher degree of temperature homogeneity during heating of the structure compared to “C” configuration. That’s why it was decided to continue research with regard to determination of the most homogeneous heating of a structure.

The following configurations of furnace in our temperature distribution research were “F” (Fig. 1f) and “E” (Fig. 1e) configurations. Advantage of the “F” configuration is the fact that heating is carried out using 4 burners, but their layout is altered compared to the initial configuration (Fig. 1).

The following stage of the research was determination of temperature dispersion value at surfaces of all simulated furnace chamber design for every minute of the computational experiment followed by building of time-dependent graph for change of this value.

Using computer-assisted gas and liquid flow simulating software, CFD FlowVision 2.5, temperature gradient for heated surfaces of bearing walls was created and temperature distribution for every minute of the computational

experiment for each configuration was calculated [7]. In temperature gradients 6000 to 7500 cells were located (depending on the particular configuration design), evenly distributed throughout the structure surfaces, containing temperature data in any moment during the computational experiment. As a result of processing of these data the value of temperature dispersion was calculated (Fig. 2).

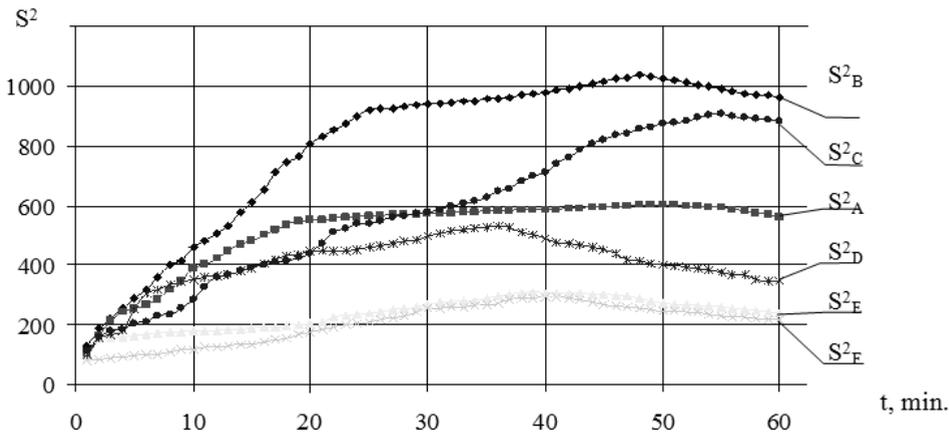


Fig. 2. Dispersion of the temperature of the bearing wall heated surface in the computational experiment.

S^2_{A-F} – the dispersion of the temperature of the bearing wall heated surface in the computational experiment in the configuration of the fire furnace, which corresponds to this index (“A-F” configurations)

The graphs have one particular characteristic feature: most of curves, representing numerical value of temperature dispersion, have an extreme point. After the initial phase increase of dispersion value begins to decrease continuously. It can be explained by reviewing of standard temperature curve of a fire event [1]. It is characterized by a drastic increase of temperature inside combustion chamber of the furnace during first minutes of an experiment and further decrease of difference between extreme points of maximum and minimum. That’s why the experiment was limited by calculation of the 60th minute (Fig. 2).

One more discovered characteristic feature is the fact that the less such extreme point value is, the earlier it is reached referred to a temporal curve.

After thorough review of the created configurations it is obvious that the least dispersion values during the whole time period of interest are observed in “E” and “F” configurations. The highest value of temperature dispersion in “F” configuration is observed at the 40th minute of the experiment, and for “E” configuration maximum point of this parameter is reached at 41st minute. At the

same time, configurations “A” and “B” have reached the maximum almost at the 60th minute.

Having reviewed all created configurations, one can say that average time value of the extreme point reach is 45th to 50th minute of the experiment, when allowable differential between maximum and minimum temperature in the furnace chamber decreases [1].

Thus, a conclusion can be drawn based on the obtained results.

Conclusion

This work shows results of the computational simulation of a range of computer configurations of stands for testing of bearing walls. Based on the curves representing temperature dispersion values at the surface of each of the simulated structures of the furnace chamber for every minute of the computational experiment (Fig. 2) the configuration with the most homogeneous temperature distribution throughout the heated surfaces of the bearing wall was defined, what allows reducing an error occurring due to temperature distribution non-homogeneity by heated surface structures during the fire resistance test.

References

1. Fire protection. Building structures. Fire resistance test methods. General requirements (ISO 834: 1975) DSTU B V.1.1-4-98. Ukrarchbudinform, 1999. (State standard of Ukraine).
2. Fire protection. Building structures fire safety. DBN V.1.1-7-2002. Gospozhbezopasnost, 2003. (State building standards).
3. Nuyanzin A.M., Pozdeyev S.V., Sidney S.A. and others: Analysis of the available computational models of heat and mass exchange in combustion furnaces of stands for fire resistance testing of load-bearing walls. Fire safety: theory and practice: collection of scientific works, Cherkasy: APB, 2015, № 18, p. 91÷100.
4. Nuyanzin A.M., Sidney S.A., Pozdeyev S.V.: Influence of temperature dispersion throughout heated surfaces of horizontal reinforced concrete building structures on the their fire resistance rate during testing of the structures in combustion furnaces. Emergency situations: Education and science: international scientific and application magazine. Gomel: GII, Republic of Belarus Emergencies Ministry, 2015, Vol. 15, № 1, p. 158÷164.
5. Sidney S.A., Nuyanzin A.M., Pozdeyev S.V.: Influence of design features on the accuracy of the fire resistance test results of walls in combustion furnaces. Ukrainian fire safety scientific and research institute reporter: collection of scientific works - Kyiv: UkrNDITsZ, 2015, № 1, p. 4÷12.
6. Novak S.V., Nefedchenko L.M., Abramov A.A.: Structures and articles fire resistance testing methods. Kyiv: Pozhimformtehnika, 2010.
7. Liquid and gas simulating system. FlowVision Version 2.5.4. User manual, Moscow: TESIS, 2008.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ПОДГОТОВКЕ СПЕЦИАЛИСТОВ ПОЖАРНОЙ БЕЗОПАСНОСТИ

INFORMATION TECHNOLOGIES IN EDUCATING FIRE SAFETY SPECIALISTS

Tsvyrkun S.

Cherkasy Institute of Fire Safety named after Chernobyl Heroes, Chair of Building Structures

Abstract

This article discusses the application of information technologies in the training of specialists of fire and technological safety.

A large number of engineering calculations is conducted in fire prevention activities, they are impossible to imagine without the use of information technology.

Simulation of smoke protection is presented as the example of information technology usage in the hydro- aerodynamic calculations [1]. The object of modeling is the room in the high-rise hotel with the standard hotel fire load.

Modeling defines the time of reaching a critical level of exposure of fire hazards with non-functioning systems of smoke protection and firefighting (Fig. 1a), with a functioning smoke removal system (Fig. 1b) and firefighting (Fig. 2), rational location of the valve of smoke removal system in the room is defined as well.

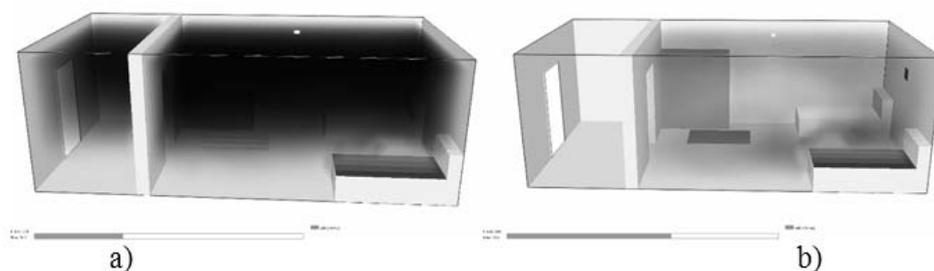


Fig. 1. Model of the room without (a) and with the system (b) of smoke protection (76 sec from the start of the fire)

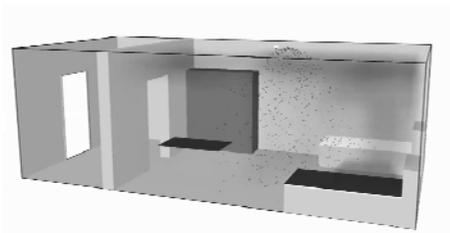


Fig. 2. Model of the room with a functioning smoke removal system

One of the types of the smoke protection – is the creation of excess pressure in the protected volume. Model of the fragment of a 16-storey residential building with a staircase of the H2 type [2]. Numerical simulation of smoke protection of 16-storey building with a staircase H2 is performed. The calculated parameters of the pump provide pressure of 20 Pascal at 1st floor level (Fig. 3).

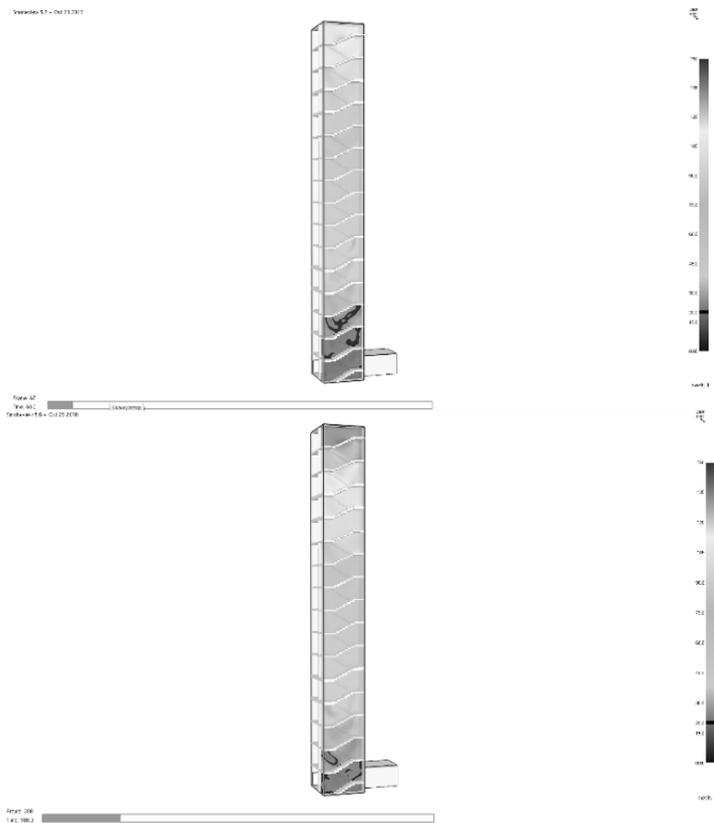


Fig. 3. Fields of pressures in the stairwell H2 at 60 and 180 seconds (black zone–zone of pressure 20 Pascal)

Universal software systems can be recommended for hydro- aerodynamics calculations Ansys [3], FlowVision [4], FDS [5].

It is recommended to use FDS software package to calculate the parameters of fire with the help of the field method [5]. Smokeview - the accompanying program, which displays the output FDS files in a graphic format.

Simulation of several fire scenarios at the educational establishment is presented as an example (Fig. 4) [3]. One of the scenarios of the possible fire at the club, the second in the wardrobe have been chosen as the worst-case scenarios of fire development (Fig. 5).

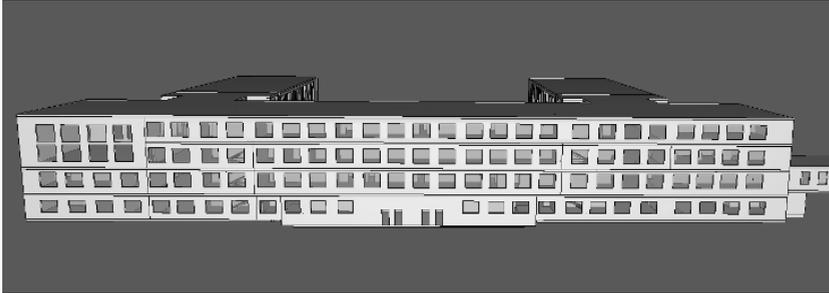


Fig. 4. Model of the educational establishment

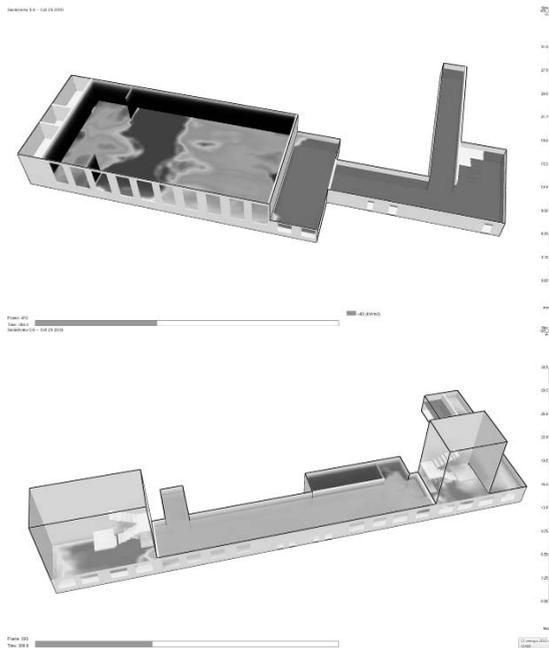


Fig. 5. The fields of vision in cases of conditional fire in the club and the wardrobe

Pathfinder – is the software for the design of evacuation in emergencies [6]. Pathfinder allows you to perform calculation of evacuation time and time of existence of crowds using individual flow-motion model (Fig.6).

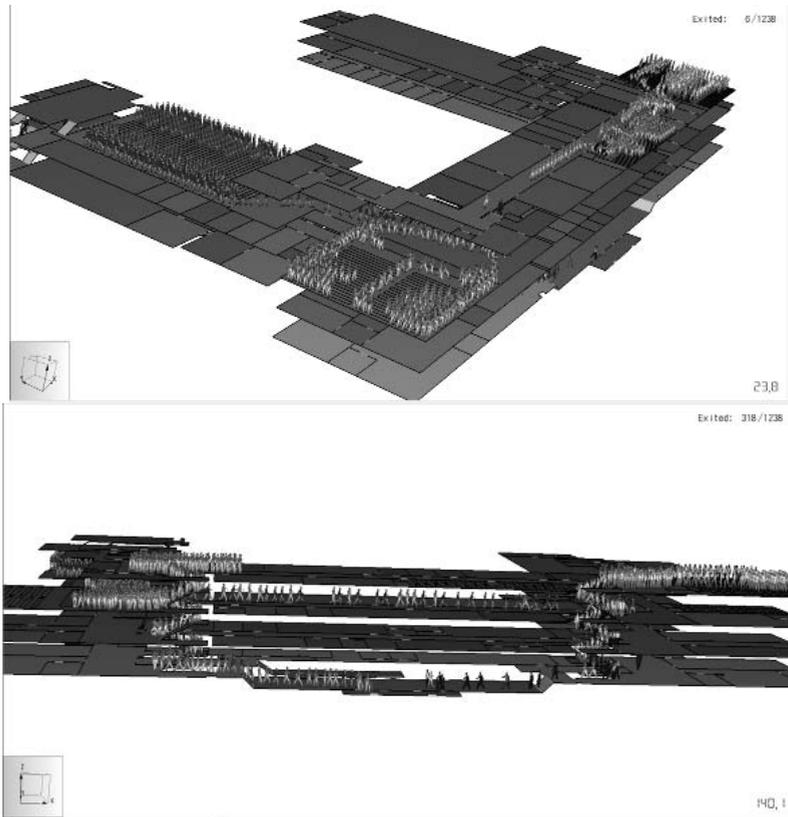


Fig. 6. Simulation of evacuation from the educational establishment

Interactive 3D-application allows you to visualize simulation results. Virtual tour or interactive 3D-application – a software product that allows you to visualize, navigate, interact with 3D-model.

Interactive 3D-application allows you to organize trainings for remote or dangerous industries. Having 3D-model of a tank farm or a nuclear power plant (Fig. 7), there is no need to go to the object for training: you can conduct training in the classroom, the student will not only be able to virtually explore the object, but also to play various scenario cases with the instructor.

At the same time to increase the efficiency user can watch the process both from the outside and being inside the virtual object.

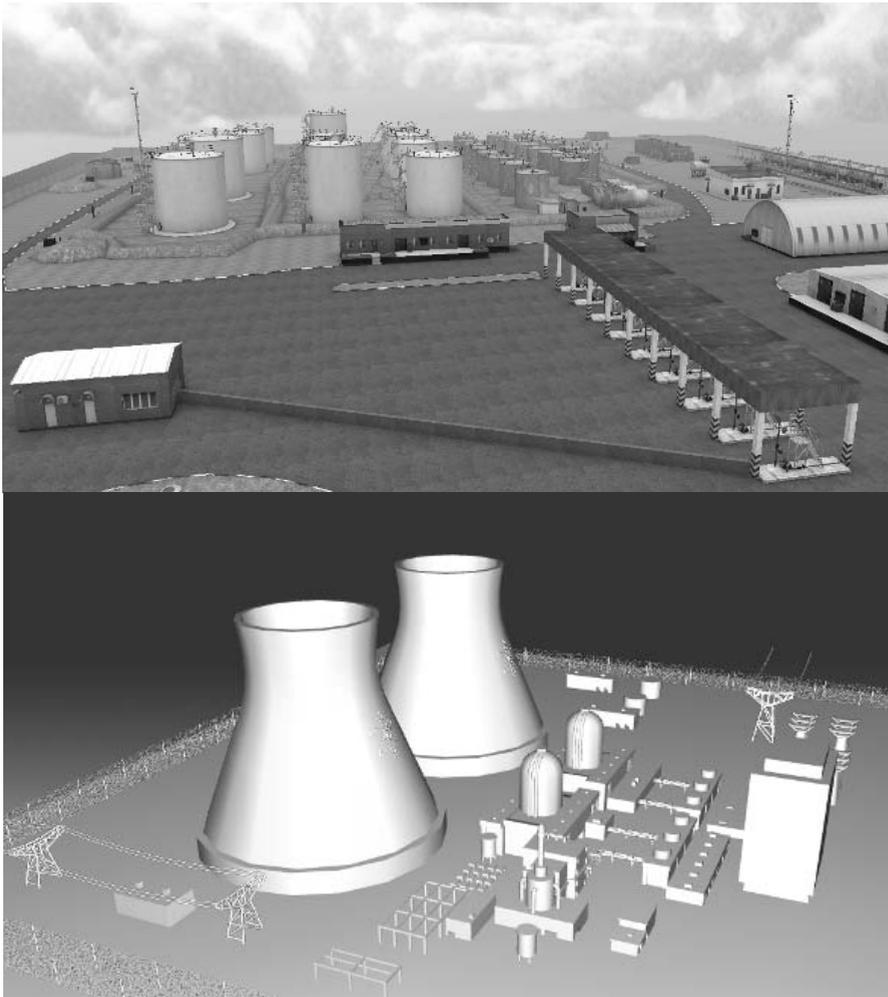


Fig. 7. Models of a tank farms and a nuclear power plant

Models and results of simulation presented in the article are worked out by the employees of the chair.

Conclusion

The use of information technologies in fire prevention activities can improve the scientific level, reliability, probative value and visibility of expert's studies and, in general, to achieve a new level of providing fire safety at facilities of different forms of ownership and activities.

References

1. Tsvirkun S.V.: Ensuring the safe evacuation of people in case of fire in the building of the hotel with height of more than 26.5 m. Fire safety: theory and practice, 2013, № 15, p. 142÷146.
2. Tsvirkun S.V., Berezovskyi A.I. Melnyk V.P.: Design of the unblanketed stair cages with the help of the fire dynamics simulator (FDS). Scientific annoucer of building; part. № 1(79), Kharkiv: KhNUBA, 2015, p. 214÷219.
3. Ansys [Electronic resource] <http://www.ansys.com/>.
4. FlowVision [Electronic resource] <https://fv-tech.com>.
5. Fire Dynamics Simulator [Electronic resource] <http://fds.sitis.ru/>.
6. Agent Based Evacuation Simulation Advanced movement simulation combined with high-quality 3-D animated results, gives you reliable answers quickly [Electronic resource] <http://www.thunderheadeng.com/pathfinder/>.

EXPLORATION SAFETY OF BUILDINGS WITH HEAT INSULATION FACADES BY POTENTIALLY FIRE-HAZARDOUS MATERIALS

Yanishevska A., Dahil V.

Cherkasy Institute of Fire Safety named after Chernobyl Heroes of National University of Civil Defense of Ukraine

Abstract

The analysis of operational safety front insulated buildings with the use of potentially flammable materials, designs features different types of facade systems and technologies of their manufacture.

Keywords: facade systems, thermo, fire safety, durability, fire resistance, fire protection.

1. Formulation of the problem

70 million tons of conventional fuel that is more than 1.5 tons per capita are spent for heating housing in Ukraine annually. This is twice more than in developed countries. Natural gas is mostly used for these needs – more than 14 billion cubic meters, 75% of which is imported by sharply rising prices.

The main reserves of energy-saving are in the area of improvements of energy consumption in buildings which are exploited. For thermos modernization of residential houses of first mass series usually additional external insulation, ie facade systems should be used.

When choosing insulating systems we should take into account technical, economic, environmental and financial requirements:

- The impact on constructions after insulation (thermal deformation, an air and vapor penetration, humidity of the walls, etc.).
- Effects on the microclimate of premises after insulation (temperature and humidity conditions).
- Fire resistance of insulating systems.
- The technology implementation of works.
- Architectural expression and environmental safety.
- Availability of materials of national production and their cost.

To provide these requirements at present time in Ukraine a system of facades of buildings with new efficient materials and designs is introduced and most of them have vague or not well understood indicators of fire danger.

At the construction market dozens of companies representing different variants of façade systems are presented. 80% of apartment buildings which are being built now have plaster of external facades using mineral wool and polymer insulation, about 10% of external thermal insulation system facades with air gap between the insulation and cladding – ventilated facades.

Today, there is no doubt in the advantages of the façade insulation to provide standard values of thermal performance of wall structures, protection of structures from environmental exposure, ensure regulatory microclimate of

buildings and give the facades of buildings an attractive appearance. However, during planning and using facade systems there is a number of problems related to ensuring their safety, including fire safety. Fire hazard of structures of outer wall with façade insulation is connected with potential ability of such structures to facilitate the spread of fire.

World statistics shows that in different countries there is a significant number of fires in buildings equipped with facade systems, for example, the State Fire Service of Poland for 4 years has documented 117 cases of fires on the outer facades of buildings, insulated polystyrene. In 67% of these fires there were difficulties in the evacuation and rescue of people and external cladding facilitated the spread of fire from one floor to another.

Analysis of regulations. Today in Ukraine fire danger of facade systems is assessed by the requirements of state construction regulations SBR V.1.1-7-2002 Protection from fires. Fire safety of construction [1] and SBR V.2.6-33: 2008 Construction of buildings and structures. Construction of external walls with facade insulation. Requirements for the design, installation and operation [2].

According to SBR V.1.1-7-2002 in the buildings of the first degree of fire resistance outer surface facing of exterior walls of buildings with the use of combustible materials is not permitted. In houses of II÷III degrees of fire resistance it is allowed to perform outer surface facing of the exterior walls of buildings, using materials of flammability group G1 (low flammability). In inner layers of the external cladding materials of flammability groups G1 and G2 (moderate and low flammability) can be used. It is allowed to conduct insulation of external walls using systems that with combustible insulation, to a height of less than 26.5 meters.

According to SBR V.2.6-33: 2008 it is permitted to use structures with plaster cladding of flammable thermal insulation for buildings with a conditional height $H > 15$ meters if it does not spreading fire.

The ability of façade system with plaster facing with flammable thermal insulation spread fire on the façade is assessed by results of full-scale fire tests conducted before the beginning of construction works.

This tests are is carried out in Ukraine according to the methodology of natural fire tests for thermal insulation and finishing systems the exterior walls of buildings and structures on the spread of fire developed by Ukrainian Research Institute of Civil Protection of SES of Ukraine [3]. The group of flammability of the material is determined by laboratory testing method specified in the national standard of Ukraine DSTU B V.2.7-19-95 Building materials. Test method for flammability.

2. The Purpose of the work

The Purpose of the work – to develop the method of fire safety when using potentially flammable materials, features of structures of different types of façade systems and technology of their production.

3. Main material

Let us consider fire safety features of facade systems of two main types:

- Plastering system of external insulation of facades of buildings with the use of polymeric insulation.
- Systems of external insulation of facades with air gaps between the insulation and cladding – Ventilated facades.

The use of efficient insulation, including polystyrene and some types of polyurethanes, which by their nature are fire-hazardous chemical materials in **plaster systems of external insulation**, greatly increases fire hazard of these systems.

One of the mechanisms of acting of fire danger lies in the fact that thermal effect on the facade system in case of fire leads to thermal degradation of polystyrene with the release of flammable gas at a temperature of 210°C. Some gases penetrate the layer of plaster enter the flame and burn, and that increases the power of heat flow and height of the flame, thus, contributes to the spread of fire. The behavior of polystyrene in the internal volume of plaster system in conditions of thermal effects of fire is determined by the temperature of ignition, depending on the type of feedstock and can range from 220°C (for raw materials without flame retardant) to 380°C (for materials with flame retardant).

Another possible mechanism of demonstration of fire danger of these systems is that in case of fire decorative protective plaster destroys over a large area, under conditions of free access of oxygen from the air to polystyrene it leads to its combustion with great evolution of heat with all subsequent accompanying consequences.

To ensure reliable and fire safe exploitation of plaster systems with polystyrene insulation we should strictly carry out a series of recommendations, namely, always use edging window (door) and floor openings and outer fire protective zones of non-combustible mineral wool slabs.

In case of absence of elements of non-combustible mineral wool slabs fire danger of such systems increases substantially and possible destruction of systems plaster, especially when applying so called polymer plasters containing up to 14% by weight, and sometimes more polymers. Indeed, polymer decorative protective plaster when heated to temperatures exceeding 240÷260°C, may turn into the plastic state, accompanied by the decrease in the strength of properties and destruction under its own weight.

Mineral wool slabs that are used edging and fire protection sections must have a melting temperature at least 1000°C, as the temperature of the torch at the output of window opening of a burning building in real fires can reach these values or even exceed them. That's why we can see the justification for the prohibition of the use glass-fiber plates for this purpose, melting point of which is not higher than 550°C.

Ventilated facades are characterized by presence of an air gap between the insulation and cladding.

In some types of facades combustible materials are used, which greatly increases the fire hazard of buildings. The use of flammable insulation can lead to a rapid spread of fire and formation of highly toxic combustion products. Fire danger of ventilated facades is determined not only by fire hazard materials that were used, but also depends on their structural design.

The weakest points of many facades with a ventilated gap, in terms of providing necessary stability in case of fire are elements of metal frame in the form of profile, which is attached to the wall. Thus, the use of systems with aluminum guides and thin-layer lining, due to the fact that aluminum rapidly loses its strength characteristics under the influence of temperatures above 600°C can lead to the destruction of structures and the façade and is a serious danger for people, especially in case of fires in high-rise buildings.

In case of using structural elements in form of sheet steel profiles, there is a danger that these elements will deform and the integrity of protective and decorative screen can be broken.

The feature of most of hinged element is the use of elements from sheet steel to protect air gaps in places of adjunction to the window openings. These elements are installed either around the perimeter of the window opening, or on the upper slopes.

We should also pay attention to the use of ventilated facades flammable membrane in with a high percentage of synthetic binding agent that belongs to a group of combustibility G4. In case of fire, this combination can lead to the spread of fire and damage to the facade of a large area.

The presence of the air layer in ventilated facade systems that makes air draught, promotes the spread of fire up and efficient mode of combustion due to the inflow of fresh air.

There are many cases of ignition of constructions of ventilated facades when installing as a result of non-compliance with fire safety regulations during welding and other fire works.

Failure to comply design solutions of facade systems and replacement by usually cheaper ones is unjustified and could lead to tragic consequences. Only Composite panels and materials that have passed fire tests as a part of facade systems can be recommended for using. But definition of fire resistance of ventilated facade systems is not carried out in Ukraine today because there are no requirements for fire resistance of facades and no developed test methods for fire resistance of these types of structures.

Conclusions

The analysis showed that due to the use of potentially flammable materials, features of construction of different types of façade systems and technology of their manufacturing fire danger facade systems is insufficient.

So for ensuring fire safety of external plaster facades of buildings with the use of polymeric insulation we offer the following:

- each fundamentally new façade system design solution should be given fire test according to the full-scale fire tests Methodology for thermal insulation of exterior walls of buildings and structures on the spread of fire;
- the field of application the façade systems that passed fire tests for typical buildings is used only when the building, which even has insulated facade;
- have a conclusion of firing tests from a testing laboratory;
- have available document confirming the quality of materials and work performed;

To ensure the fire safety of ventilated facades:

- to avoid using in façade systems materials for cladding, fasteners, insulation, as well as new design solutions unforeseen in technical certificate, otherwise, to confirm eligibility of the system a new technical certificate is needed;
- to comply altitude of using facade systems provided in technical certificate;
- have available documents confirming the origin of the materials in the system, especially imported ones.

It is necessary to conduct active work to obtain baseline data to develop a full-scale fire testing method construction of ventilated facades contributing to wider and more secure use of modern and advanced facade designs.

Reference

1. SBR B.1.1-7-2002 Fire safety of construction [Effective as of 01.05.2003]. K.: Ukrarhbydynform, 2002.
2. SBR B. 2.6-31: 2006 Constructions of buildings and structures. Insulation of buildings. K.: Minbudarhitektury of Ukraine, 2006.
3. Dovbysh A.B.: Fire Danger of Siding Materials of facade insulation, painting and decorating houses and buildings. Naukovyy Visnyk Ukr.NDIPB, 2008, № 1(17).
4. Novak S.V., Nefedchenko L.N., Kovalenko V.V.: Normative maintenance of fire danger rating of exterior walls with facade insulation. Naukovyy Visnyk Ukr.NDIPB, 2013, № 2(28).

СТРАХОВАНИЕ РИСКОВ ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ

INSURANCE RISK OF INDUSTRIAL ENTERPRISES

Каут О., Анищенко Л.

Национальная металлургическая академия Украины, Факультет экономики и менеджмента, Кафедра менеджмента

Abstract

In the article the role of insurance as a basic infrastructure element of the functioning of market relations, discussed the specifics of the insurance protection as an economic category.

It is revealed that in order to overcome the negative trends associated with the possibility of occurrence of risks, requires the development of management practices for businesses interested in providing insurance protection of their business activities.

1. Постановка проблемы в общем виде

Роль страхования как базового элемента функционирования инфраструктуры рыночных отношений в развитии экономики неизмеримо возросла в последние годы. Специфика страховой защиты как экономической категории определяется следующими признаками: случайный характер наступления стихийного бедствия; выражение ущерба в натуральной или денежной форме; объективная потребность возмещения ущерба; реализация мер по предупреждению и преодолению последствий конкретного события.

Обязательным условием страховой деятельности предприятий является наличие потребности на страховые услуги и наличие страховщиков, способных удовлетворить эти потребности.

2. Связь проблемы с важными научными и практическими задачами

Развитие страховых процессов, с точки зрения роста объема услуг, идет медленно. В целом налицо несоответствие складывающихся объемов и структуры страховых услуг потребностям развития национальной экономики, защиты интересов работников всех субъектов экономической жизни и в первую очередь предприятий. В рамках рассматриваемой проблемы перед руководителями предприятий встает задача идентификации опасностей, оценки, контроля за последствием неблагоприятных событий, связанных с несчастными случаями на производстве.

Риск в страховом праве характеризуется вероятностью и случайностью наступления события, его предусмотренностью в законе или договоре, возможностью его проявления при наступлении как страхового случая. Риск – это сама опасность или случайность, от которой производится

страхование, вместе с тем можно считать, что риск – это степень или величина ожидаемой опасности, вероятность ее наступления. Страховой риск устанавливается для каждого обязательства по страхованию или в законе, или в правилах страхования, или в конкретном договоре. Сложная сущность страхового риска объясняется еще и тем, что в практике страховых правоотношений термин «страховой риск» употребляется неоднозначно, насчитывается около двадцати его трактовок. Риском называют отдельное страхование, размер ответственности страховщика, имущество, принимаемое на страхование, страховой интерес, объект страхового правоотношения и т.д.

Страховой риск определяет возможность заключения страховой сделки и, следовательно, существования возникшего на ее основе страхового правоотношения. Таким образом, в процессе заключения конкретного договора страхования из всех условий, названных в качестве существенных или необходимых для договоров данного вида, едва ли не решающее значение придается достижению сторонами соглашения о риске, с точки зрения страховщика, риск представляет собой предмет страхования, а объем риска определяет для него возможность принятия того или иного объекта на страхование и его условий.

3. Анализ последних исследований и публикаций

Различные аспекты страховой защиты освещались в работах российских ученых – экономистов: Гвоздско А.А., Веретенова А.А., Гомелля В.Б., Кувшинова КН., Катасонова В.Ю., Морозова Д.С., Шахова В.В., Шиминовой М.Я. и др.

Теоретический и прикладной интерес по рассматриваемой проблеме представляют работы таких зарубежных авторов, как Р. Мор, Дэвид Бланд, Б.Хеджер, Т.Мос, С, Стойн и др.

Важное значение для современной теории и практики имеют работы: Архипова А. П., Бугаева Ю.С., Волгина Н.А., Горина В.С., Зернова А.А., Журавлева Ю.М., Калачевой Л.Л., Ржаницыной Л.С, Роик В.Д., Сухова В.А., Тулинова В.В., в которых рассматриваются вопросы сущности и управления страховой деятельностью в условиях перехода российской экономики к рынку.

Однако, несмотря на важное значение проблемы страхования, она оказалась недостаточно исследованной, особенно с позиции предприятия, где только предстоит формирование организационно-экономического механизма его страховой деятельности.

4. Изложение основного материала исследования

Страховая деятельность хозяйствующих субъектов это сложная многофакторная динамическая система. От уровня развития процессов страхования зависит социально – экономическая эффективность и сама возможность функционирования предприятий.

Существенным моментом в управлении страховой деятельностью предприятия является страховая оценка каждого из элементов его экономических интересов: имущественный комплекс; персонал и социальная сфера; производственная сфера; экология и внешнеэкономическая деятельность.

Каждый из перечисленных элементов экономических интересов предприятия имеет страховую стоимость и может быть оценен различными способами.

Динамическая рыночная среда предъявила высокие требования к оценке ущерба, который несет предприятия при наступлении неблагоприятного события.

Страхование является частью процесса оценивания воздействия рисков на деятельность предприятия. Именно страхование переводит риски из области неопределенности (будут ли убытки?) в область известной стоимости (размер премий).

Существование фактора риска на отдельных стадиях жизненного цикла требует расширения поля и коррекции страховой стратегии в производственной сфере. Необоснованно предполагать все риски ожидаемы в равной степени. Одни и те же по характеру риски могут проявляться в различных областях хозяйственной деятельности предприятия.

Промышленные риски, характерные для производственной деятельности, связаны как с выходом из строя оборудования, приборов, а так же и с повреждением промышленных зданий и сооружений и с риском профессионального труда.

В страховом деле классификация рисков основана на природе объектов, которые подвержены риску. С понятием риска тесно связано понимание ущерба. Через ущерб реализуется риск, приобретая конкретно измеримые величины.

Производственно-технологический риск включает в себя: риски неовостребованности произведенной продукции; риски возникновения непредвиденных затрат и снижения доходов; риски неисполнения хозяйственных договоров (контрактные риски); риски усиления конкуренции.

Риски неовостребованности продукции возникает вследствие отказа потребителя от приобретения произведенной продукции. Риск характеризуется величиной возможного экономического и морального ущерба, понесенного производителем по этой причине.

Причин возникновения риска неовостребованности продукции может быть много, но, как правило, они взаимосвязаны и взаимообусловлены. Эти причины по условиям возникновения можно разделить на внутренние и внешние.

Внутренние причины возникновения риска зависят от деятельности самого предприятия, его подразделений и отдельных работников. К ним можно отнести: квалификацию персонала (работников); организацию

производственного процесса; организацию снабжения предприятия материальными ресурсами; организацию сбыта готовой продукции; организацию рекламы производимой продукции; управление предприятием; маркетинговые исследования рынка и др.

Уровень риска невостребованности продукции зависит от уровня квалификации персонала предприятия, так как именно ошибки работников могут повлечь за собой возникновение данного риска. Несоответствие уровня квалификации рабочих, других категорий работников применяемой технологии производства продукции, низкая технологическая дисциплина, слабый контроль за качеством изготовления деталей, узлов, сборки может привести к низкому качеству продукции, падению спроса на нее, что приведет к снижению цены продукции, уменьшению выручки и прибыли, а также к падению репутации предприятия, к снижению его конкурентоспособности.

Организация производственного процесса также сказывается на уровне риска невостребованности продукции. Нарушение в технологическом цикле приводят к снижению качества производимой продукции, к явному или скрытому браку. Обнаружение скрытого брака потребителями наносит предприятию не только экономический, но и моральный вред. Возврат бракованной продукции потребителем приравнивается к невостребованной продукции, к тому же необходимо потребителю возместить причиненные убытки. Неритмичность работы подразделений предприятия, внеплановые остановки оборудования отражаются на себестоимости и качестве продукции. Использование физически устаревших основных производственных фондов приводит к частым поломкам и остановке оборудования. В результате увеличивается время ремонта, повышаются затраты на производство продукции и снижается её качество. Причины несоблюдения технологического процесса на предприятии можно объединить в две группы:

- зависящие от персонала предприятия: низкий уровень управления, ошибки в планировании, недостаточное знание технологии производства данной продукции, использование устаревшего оборудования, слабый контроль качества, применение недоброкачественных материалов, сырья, комплектующих изделий, низкая производственная дисциплина, слабая мотивация работников и др.;
- независящие от предприятия: внезапное отключение электроэнергии, перебои в водоснабжении, аварийные остановки предприятия и т. п.

На уровень риска опосредованно влияют качества сырья и материалов, своевременность их поступление на предприятие, а также их цена. Замена необходимых материалов на другие может увеличить риск в том случае, если заменяющие материалы или дороже, или не соответствуют техническому уровню изготавливаемой продукции. А это приводит к увеличению цены производимой продукции и падению спроса на неё даже при улучшении качества продукции.

Непосредственное влияние на уровень риска невостребованной продукции могут оказывать и другие внутренние факторы:

- организация сети сбыта и системы продвижения продукции к потребителю;
- выбор каналов сбыта – использование услуг оптовых и розничных посредников или самостоятельная реализация товара конечному потребителю.

Риск возникновения непредвиденных расходов в первую очередь возникает в случае увеличения рыночных цен на ресурсы (услуги), приобретаемые в процессе производственной деятельности выше запланированного уровня из-за:

- ошибок в анализе и прогнозировании конъюнктуры на рынках ресурсов;
- изменение политики ценообразования у поставщиков ресурсов, с которыми у производителя заключены долгосрочные договора, предусматривающие возможность пересмотра цен;
- уменьшение количества поставщиков, из которого предприятие может выбрать наиболее экономичных поставщиков,

В эту же группу рисков входит риск дополнительных выплат за срочность выполнения работ и поставок, заменяющих невыполнение контрагентами, с которыми хозяйственные отношения в процессе производственной деятельности могут быть прерваны. Возникновение этого риска связано с резким удорожанием заказов, которые фирме в срочном порядке приходится размещать у альтернативных поставщиков и подрядчиков, в том случае если его контрагенты и партнеры не выполняют своих обязательств или выполняют их с нарушением сроков и качества.

Риск необходимости выплат штрафных санкций и арбитражно-судебных издержек наступает в случае: загрязнения предприятием окружающей среды, в связи с чем предстоит выплата штрафных санкций; причинении ущерба жизни и здоровью работников предприятия, потребителям продукции; реализации товаров, изготовляемых с нарушениями требований стандартов; возникновение материальной ответственности, которую принимает на себя предприятие по своим обязательствам перед клиентами» особенно тех обязательств, которые производитель может не исполнить вовремя из-за внутренних или внешних причин. Сюда же относится риск потери прибыли вследствие вынужденных перерывов в производстве. Косвенным убытком от простоя считается упущенная прибыль, затраты, связанные с ликвидацией последствий события, вызвавшего перерыв в производстве, а также текущие расходы, которые несет предприятие независимо от того, продолжается производственный процесс или он приостановлен. Как правило, косвенный убыток значительно превышает непосредственные убытки, связанные с повреждением или уничтожением имущества.

Потеря прибыли может произойти в результате замены устаревшего оборудования, внедрения новой техники и технологии, а также вследствие проведения забастовок и в результате иных общественно-политических факторов.

Многочисленные и разнообразные деловые связи между предприятиями опосредуются заключением хозяйственных договоров. Хозяйственная деятельность базируется на сделках, своевременное исполнение которых хозяйствующими партнерами, потребителями является важным условием устойчивой работы предприятий (организаций).

Практика показывает, что в производственной сфере предприятия во многом рискуют от ненадлежащего исполнения партнерами договоров, их неплатежеспособности. К внешней причине появления риска в настоящее время следует отнести и первую очередь непрогнозируемую неплатежеспособность хозяйствующих партнеров. Этот фактор является определяющим - неплатежеспособность одного предприятия сказывается на неплатежеспособности рядовых покупателей.

Выводы и перспективы дальнейших исследований

Определение механизмов компенсации и ущерба от наступления страхового случая становится объективной необходимостью. Развитие современной экономики требует развития новых нетрадиционных видов страхования, в частности, страхования (оценки) стоимости предприятия; объектов интеллектуальной собственности; социальной защиты работников по охране их здоровья и других сфер экономических интересов предприятий. Для преодоления отрицательных тенденций, связанных с возможностью наступления рисков, требуется продолжение исследования в направлении разработки методов управления ими для хозяйствующих субъектов, заинтересованных в обеспечении страховой защиты своей предпринимательской деятельности.

Одним из возможных направлений продолжения исследований – разработка дополнительного инструментария информационно – методического обеспечения приведения исследований, необходимых для составления целевых программ и выполнения мероприятий в социальной сфере на всех уровнях.

Литература

1. Абрамов В.Ю.: Страхование: теория и практика: практическое пособие. Волтерс Клувер, 2007.
2. Бирючев О.И.: Страхование: пути развития. Финансы, 2000, № 12, с. 59÷63.
3. Львова М.В.: Управление рисками на предприятии: учетно- аналитическое обеспечение. Аудиторские ведомости, 2011, № 5.
4. Никулина Н.Н.: Механизм управления рисками и андеррайтинг в страховом предпринимательстве. Страховые организации: бухгалтерский учет и налогообложение, 2009, № 2.

СТРАТЕГИЧЕСКИЙ ХАРАКТЕР УПРАВЛЕНИЕ ЧЕЛОВЕЧЕСКИМ КАПИТАЛОМ

STRATEGIC CHARACTER MANAGEMENT BY HUMAN CAPITAL

Ковальчук К.Ф., Фриман И.М., Фриман Е.М.

Национальная металлургическая академия Украины, Факультет экономики и менеджмента, Кафедра менеджмента

Abstract

Nowadays, human capital is becoming a determining factor for both successful enterprise development and its high level of competitiveness on the market. Every member of the company who is correspondingly qualified and educated, who has certain skills and experience represents a key asset which provides company evolution. Thus, efficient usage of this asset makes the achievement of strategic goals within the short period of time possible.

В современных условиях хозяйствования решающим фактором успешного развития предприятий, повышения их конкурентоспособности на рынке становится человеческий капитал. Каждый из сотрудников предприятия, обладающий определенными уровнями квалификации, образования, навыками и опытом – это его ключевой актив, обуславливающий развитие компании, эффективное использование которого позволяет максимально достичь стратегических целей за минимальное количество времени.

Американский исследователь, предприниматель, основатель и руководитель компании SAS Джеймс Гуднайт утверждает: «Каждый вечер 95% всех активов моей компании разъезжаются по домам. Моя задача – создать такие условия труда, чтобы на следующее утро у всех этих людей возникло желание вернуться обратно» [1].

Человеческий капитал целесообразно рассматривать как совокупность интеллектуальных способностей, опыта и навыков сотрудников предприятия, как результат процесса образования и практической деятельности каждого сотрудника, которые он эффективно использует в период выполнения поставленных задач [2].

Управление человеческим капиталом, как и его постоянное развитие осуществляется на основании определения эффективности результатов деятельности каждого сотрудника всех подразделений в процессе выполнения поставленных задач.

Стратегический характер управления человеческим капиталом в современный период обусловлен стремительным развитием научно-технического прогресса, повышением степени риска в предпринимательской деятельности, множественностью факторов, определяющих ее успех, процес-

сами дифференциации и диверсификации товарной номенклатуры предприятия, усложнением организационной структуры управления

Стратегия развития человеческого капитала за последние годы претерпела серьезные изменения и полностью согласуется со стратегией развития организации.

Существует два типа стратегий развития человеческого капитала:

во-первых, это стратегии организации, главным продуктом деятельности которых являются сами кадры предприятия или организации. Стратегия развития человеческого капитала в данном случае имеет самостоятельное значение и является генеральной;

во-вторых, речь идет об организациях, которых большинство, где персонал является только одним из факторов их деятельности. Здесь стратегия развития человеческого капитала относится к разряду функциональных, подчиненных задаче реализации главной стратегии, развивает и детализирует ее.

В настоящее время существует ряд факторов, осложняющих процесс разработки стратегии развития человеческого капитала, к которым можно отнести следующие:

- отсутствие стратегической составляющей в деятельности предприятий.
- отсутствие в сознании руководства понимания важности и необходимости внедрения в практику развития человеческого капитала стратегического подхода;
- несовершенная, недостаточно гибкая организационная структура предприятия;
- применение затратных подходов к развитию квалификации сотрудников;
- снижение мотивации работников к самостоятельному повышению их профессионального уровня, неэффективность системы оплаты труда, при использовании которой не персонифицируется вклад каждого сотрудника в динамику прибыли предприятия.

Стратегия развития человеческого капитала выступает ядром системы управления персоналом, реализуется через кадровую работу и является одной из важнейших социально-экономических характеристик любого предприятия.

Ряд отечественных и зарубежных специалистов определяют кадровую политику организации, как совокупность принципов, методов, форм организационного механизма по выработке целей и задач, направленных на сохранение, укрепление и развитие кадрового потенциала, на создание сплоченного квалифицированного коллектива [3].

Основная цель кадровой политики состоит в обеспечении оптимального баланса процессов обновления и сохранения численного и качественного состава кадров в соответствии с потребностями самой организации, требованиями действующего законодательства и состоянием рынка труда.

Цель кадровой политики заключается в обеспечении оптимального баланса процессов развития и оценки человеческого капитала предприятия, на основании чего у руководства предприятия появляется возможность принимать решение об инвестировании денежных средств в развитие квалификации персонала.

Кадровая политика связана, прежде всего, с выбором целевых задач, рассчитанных на перспективу, текущая же кадровая работа ориентирована на оперативное решение кадровых вопросов. В формировании кадровой политики можно выделить несколько этапов:

- хаотическое реагирование на постоянные изменения во внешней среде;
- стратегическое планирование в узком смысле – предвидение новых осложнений во внешних условиях деятельности организации и разработка заранее стратегий ответных действий;
- управление стратегическими возможностями – выявление внутренне-го потенциала организации для адаптации в быстро меняющейся среде (прогнозируются не только будущие проблемы и пути их решения, но и уровень профессиональной компетентности, необходимый персоналу организации для успеха в будущем);
- управление стратегическими задачами в реальном масштабе времени – разработка и реализация постоянно корректирующейся программы.

Существуют такие виды кадровой политики: пассивная, активная и реактивная.

При осуществлении предприятием пассивной политики руководство организации не имеет определенной программы действий относительно собственного персонала, а кадровая работа сводится к ликвидации непредвиденных негативных последствий. Для такой организации характерно отсутствие прогноза кадровых потребностей, методов оценки квалификации персонала, диагностики кадровой ситуации в целом.

Активная кадровая политика на предприятии характеризуется возможностью руководства предприятия прогнозировать и в дальнейшем корректировать ситуацию, а также способностью кадровой службы разрабатывать соответствующие целевые кадровые программы и корректировать их.

Реактивная кадровая политика направлена на диагностику симптомов неэффективной работы персонала, на выявление и систематизацию причин, которые привели к возникновению кадровых проблем. Кадровые службы таких предприятий не имеют возможности диагностировать существующую ситуацию и оказывать адекватную немедленную помощь. Вследствие этого, при использовании реактивной кадровой политики перед организацией возникают трудности в процессе среднесрочного прогнозирования деятельности.

Для развития эффективной стратегии управления человеческим капиталом предприятия необходимо систематически эффективно использовать

совокупность количественных и качественных критериев, на основании которых возможно осуществлять оценку устойчивости развития квалификации персонала.

Такая оценка должна отвечать следующим требованиям:

- непрерывность – постоянный сбор информации о деятельности персонала предприятия;
- дисперсность – использование результатов деятельности персонала предприятия при принятии кадровых, мотивационных и инвестиционных решений;
- обоснованность – оценивание эффективности деятельности сотрудников на основании определенных стандартизированных критериев, свойственных определенным видам выполняемых работ;
- количественный характер – использование количественных шкал измерения критериев.

Для создания эффективной системы управления человеческим капиталом целесообразно:

- определить миссию предприятия в области управления персоналом и выбор варианта реализации кадровой стратегии (открытая или закрытая, активная или пассивная);
- определить главные и дополнительные задачи управления человеческим капиталом, а также разработку основных путей их решения;
- разработка исходных параметров на основе нормативных и методических положений, содержащих количественные и качественные индикаторы необходимого уровня человеческого капитала (стратегическое и индикативное планирование потребности фирмы в персонале, квалификационные характеристики должности, должностные инструкции и т.д.);
- оценка качества построения системы управления человеческим капиталом на основе использования системы сбалансированных показателей (ССП). ССП представляет собой модель формулирования стратегии, связывающей все активы компании, в первую очередь человеческий капитал, в общую схему создания стоимости.

Литература

1. Альберг Д., Манн Д., Пол В.: Управление человеческими ресурсами. Пер. с англ. Н.Д. Суран, Прогресс, 2014.
2. Поляков С.Ю.: Управление человеческим капиталом организации. Прогресс, 2013.
3. Фриман Е.М.: Интегральная оценка управленческого персонала для принятия кадровых решений на промышленном предприятии. Дис. кандидата эконом. наук: 08.00.04, Фриман Евгений Михайлович, Д. 2008.

CROSS-CULTURAL PECULIARITIES OF INTERNATIONAL BUSINESS IN UKRAINE

Kvasova L., Kovalchuk K.**, Proydak Yu. ****

*National Metallurgical Academy of Ukraine, faculty of Economics and Management, department of Management, **National Metallurgical Academy of Ukraine, faculty of Economics and Management, department of finance, ***National Metallurgical Academy of Ukraine, Vice-Rector for Research

Abstract

The article deals with the problem of the emergence of "cross-cultural shock" arising in any international company. In particular, the paper presents an analysis of cross-cultural differences between Western and Eastern cultures in comparison with the Ukrainian national peculiarities. Consider the matrix features of personnel management in different cultures and three models of the competence of the international manager. Formed adaptive cross-cultural training scheme for multinational companies operating on the Ukrainian market, and proposed for the active using of tools to reduce the level of cultural contradictions.

Introduction

The internationalization of business and the economy for all its attendant benefits nevertheless has become a global problem. Enterprises are increasingly becoming international, and business schools are emphasizing the requirement to internationalize the views of managers. In respect of existing organizations, this means the need to take greater account of differences in national cultures. Practical knowledge of the basic features of different cultures (as well as our own) helps partners understand each other, and appreciate advantages of other cultures, and understand some national features, which seemed previously disabled [1]. Business goes far beyond the national boundaries, drawing into its orbit more and more people from different cultural outlook. As a result, of cultural differences in organizations are beginning to play an increasing role and more influence on the marginal efficiency of business operations [2]. Hence, there are cross-cultural issues in international business – contradictions at work in the new social and cultural conditions due to differences in thought patterns between different groups of people. Formation of the human mind is influenced by knowledge, belief, art, morals, laws, customs and any other capabilities and habits acquired by the company in its development process. To feel these differences, can only be merged with the new company – a native culture carrier. In international business, cultural environment factors create the greatest difficulties [3]. That is why the correct assessment of the differences of national cultures and their adequate records are becoming more and more important. Taking into account the factors of the cultural environment also makes complex and multilevel cultural structure, which determines the diversity of its functions

in the life of every society. Stand out informational, cognitive, normative, symbolic function and value of culture. Information function of culture is that culture is a complex system of signs, is the sole means of transmitting social experience from generation to generation, from age to age, from one country to another. It is true, that culture is considered as social memory of humanity [4].

The entry of Ukraine into the world community is accompanied by a growing emphasis on cross-cultural management. Interest in the study of cross-cultural management in our country arose primarily from international companies. In individualistic Western countries, managers are not motivated by considerations of the common good, but only personal aims. For a long, time the eastern managers take approval procedures (Japanese system of "rings"). Motivation is determined to devotion firm [5]. Ukraine, which is located between East and West, occupies an intermediate position on the scale of individualism - collectivism. Therefore, domestic managers behave inappropriately: according to East they exhibit, traits of individualism and with Western individualists behave as collectivists.

National culture, in turn, acts as a synthesis of cultures of different strata and groups of the society. The peculiarity of the national culture, its well-known uniqueness and originality are manifested in the spiritual (language, literature, music, art, religion), and in the material (especially economic structure, farming, tradition, labor and production) areas of life and activity [6].

Cross-cultural issues in international business - the contradictions that arise when working in the new social and cultural conditions related to the differences in thought patterns of staff. Formation of thinking is influenced by knowledge, religion, art, morals, laws, customs and any other capabilities and habits acquired by the company in its development process.

1. Statement of the Problem

In the study of cross-cultural differences, the following problems arise: what potential and knowledge should have a foreign manager to work effectively in Ukraine? What training, a special list of skills, knowledge and experience of managers contributes to the effective implementation of international projects? The answer to these questions can be solving the following tasks:

1. To determine the levels of competence of top managers to work in Ukraine;
2. Carry out a comparative analysis of Western and Eastern cultures with Ukrainian cultural features;
3. To consider the effect of three levels of competence of managers to successfully manage an international company;
4. Suggest Adaptation of cross-cultural training scheme for multinational companies operating on the Ukrainian market;
5. Recommend the tools to reduce "cross-cultural shock."

2. Results

Ukrainian companies and then have to negotiate with foreign partners. In this regard, there have not only the complexity of the language, but also problems associated with the so-called cross-cultural differences, i.e. behavioral details and stereotypes that distinguish the representatives of different nations. All the diversity of cultures easily fit into a simple classification, which is worth remembering in negotiations.

In general, cross-cultural models are based on the classification of four features: the focus on relationships; formal (hierarchical) / informal (egalitarian) culture of the country; rigid / flexible time-frame; emotional and expressive / reserved culture of the country.

Table 1 shows cross-cultural models, built to the west, east and Ukrainian cultures and takes into account all of the above classification features. Research in the field of cross-cultural management reveals the "explanatory power" of culture in relation to other factors such as external (social, economic, political, institutional), and the internal environment of the organization (legal form and size of the enterprise, structure and type of ownership, industry affiliation, qualitative composition of staff). Cross-cultural approach is an essential area of work of top management and involves comparisons aimed advantages (Table 1).

Consider these features in more details. The first type includes a culture that focus on the action (in the case of business - to the transaction), the second - on relationship people. Culture first type is common in the US, Germany, the Nordic countries, the second is for India, China, Japan, and other representatives of culture, shout-wide clues for a bargain, consider that their opponents do not have enough clarity and specificity. Conversely, people oriented on the second type of culture consider that the first group is too assertive, aggressive, rough and dull.

The main difference between cultures, based on relationships is personal way of establishing contacts. That is up on executives to do business with a person or companies they know well and can trust. In contrast, representatives of US companies. Canada, northern Europe can respond to an interesting offer for them, received by mail or email.

How to build relationships with our partners, if you do not know them? The most reliable and productive way to find a contractor in Asia, Africa, Latin America or the eastern world, according to experts, is to mediate a familiar high-ranking officials or friendly organization of the country of interest. In a world based on the relationship, all is done with the help of relatives, friends and relationships.

Highly unformed culture are Denmark, Netherlands, USA, Canada, Norway, Iceland, New Zealand. Formal culture are in the most European and Asian countries, the Mediterranean countries, the Arab world, Latin America.

Formal culture has always-strict hierarchy, based on the status and power. In unformed cultures, the difference is negligible, and the status is based on personal achievements.

Table 1.

Cross-cultural models of Western, Eastern and Ukrainian cultures

Characteristics	Western countries	Eastern countries	Ukraine
Cultural context	Low	High	Mixed
Cultural change	Individualism	Collectivism	Combination
Personal Motivation	Personal benefit	Common good benefits	Personal benefit
Power distance	Low value	Average value	Very high value
Management style,	Democracy, autocracy	Authoritarian	Authoritarian
Masculinize	Medium	Very high	High
Uncertainty	Avoidance	High	High
Achieving results	Aggressive approach	non aggressive approach	Mixed
Prevailing values	Tangible	Spiritual	Mixed
Respect for age, for elders	no obvious signs of very strong respect	Respect for the elderly	Respect for the elderly
The significance of the experience	Poorly marked signs	very strongly expressed sign	Strong expression sign
Perception of information	Text	Image	Image
Respect to the time as a resource	Very High	Low	Low
Management decision-making,	Specifically, no personal reflection and judgment	Long period of reflection and discussion	Mixed approach
The attitude to time	Monoactive polyactive culture	Reactive Culture	Mixed Culture
Hierarchy Length	Low	High	High

In formal cultures underlined respect for the status – a sign of good taste. The representative of Australia or the Netherlands (egalitarian countries) may surprise a stranger informal appeal.

In different countries, time flows in a different way. It is not the time zones, and in relation to time and planning. In some countries, while considering almost tangible resource that can be saved. Punctuality plays a decisive role here, as the schedule of meetings varies extremely rare. Countries where everyone knows that "time is money," called monochronal.

There are also polychromous culture where punctuality is not to pay attention too; they appreciate flexible meetings, where several issues are resolved at once. In remarks foreign counterparts Ukrainians are never on time. Dating in Ukraine usually begin 15÷20 min. later, a 10-minute coffee breaks are tightened, at least

half an hour. It shows a lack of discipline, as well as a disrespectful attitude towards the partner.

Therefore, when planning meetings with polychromous cultures should adhere to the following rules:

- do not assign more than two meetings per day (one in the morning, the other – after lunch);
- specifying delivery times or finished work, leave a time gap (most likely time work is still not completed);
- before approaching delivery time often remind myself. As a rule, personal contacts to help speed up the process.

Each person has his or her own ideas about the distance, the most convenient for communication. Different people and different reactions to the touch. The most spread among businessmen all over the world a form of touch – shake hands. Europeans shake hands each time the meeting and parting, the Americans – less than Europeans, but more often than Asians do. Between the extreme cultural poverty, "high and low context" is the rest of the majority of countries, showing various combinations of features of both types of cultures (Table. 2).

Table 2.

Comparative characteristics of crops with a high and low context

Name the characteristics	Cultural context	
	High (east)	Low (west)
Business	Low pressure to the buyer; lengthy sales cycles; great influence of the employee and the customer; the desire to avoid controversy	Strong pressure on the buyer; short sales cycle; weak participation of the employee and the customer; "They are" against "us";
Communications	Indirect; economic; from the listener expect much; important form; Similarly, it is difficult to changing direction; serve to explain	from the listener waiting for the small; important content; lack of unification; easily changing rules
Rules	treated must clearly stand on his	allowing for different interpretations

In this context, culture can be characterized by four criteria: "the length of the hierarchy" characterizes the perception of equality between people in society, in the organization. The greater the gap between the upper and lower ranks, the longer the hierarchical ladder; "Image of uncertainty" for the attitude of people towards their future and to their efforts to take their destiny into their own hands. The degree of uncertainty is higher, the greater the attempt is made to plan and control your life; "Individualism" expresses the desire of people to act independently or to give preference to group selection. The greater

preponderance in the direction of personal freedom and personal responsibility, the higher the degree of individualism; "Masculinity" characterizes the manner of behavior and preferences of male and female values accepted in society. The more masculine, the higher masculinity.

It is important to understand the specific features of the use of human resources management tools in different countries. Table. 3 shows the characteristics with respect to certain countries, including Ukraine. The theoretical basis of awareness of these issues are well-known concepts of motivation needs Maslow and F. Herzberg, D. Mcklelanda and others. However, in each country, marked by the concept acquire certain specificity.

According to the given information in Table 3 we should pay attention to three basic models of human resource management that are used by multinational corporations: the staff, the labor market and loyalty to the organization.

The basis of successful personnel management is an understanding of the international corporation three levels of competence:

1. Communicative competence;
2. Linguistic competence;
3. Intercultural competence.

Thus, the communicative competence in cross-cultural environment of the organization, requires managers to know and respect cultural differences; to build together with local staff shared system of values; use of English as a tool for professional and business activities (linguistic features); use of communications technology (the Internet) to overcome the space-time constraints [7]. The main task of foreign managers at the regional level – to report to the organization's mission of regional staff, the formation of progressive set of values from colleagues to improve work efficiency. Foreign managers in this situation acts as the primary communicator translator and at the same time is a "carrier" of the culture and values of the partner country [8].

In order to achieve the company's goals, managers must have caused cultural communicative competence – the ability to interact with others on the basis of experience or training, knowledge of communication systems in different cultures [9].

Linguistic competence – the ability to communication skills in an intercultural environment. Many Western managers in Ukraine are fluent in Russian or Ukrainian language, which significantly improves cross-cultural communication. Most local employees who work in international companies are fluent in English. Most of the documentation is in English and the official language of office meetings and conferences – English. However, the perception of the level in the mother tongue are much higher. Linguistic errors can lead to misunderstanding and conflict, and the language barrier remains an obstacle in communication. On the other hand, in regions of the partners do not know the English language and the company perceive through the personality chief – Western manager. Knowledge of regional languages (Russian and Ukrainian) is respected by the regional partners and employees, as well as forming a high level of trust that is essential to the implementation of projects. Professionals with

language training, are aware of the role of language not only as a tool of information transmission, but also as an additional means of studying the mentality of the partner country.

Table 3.

Adapted matrix management features human resources in some countries *

Tools	Japan	Germany	Ukraine	China
Team set	<ul style="list-style-type: none"> • preparation for the long-term process; • ensuring the company slogan "stay here forever"; • the development of trusting relationships with recruits 	<ul style="list-style-type: none"> • attracting skilled workers who were trained in public school programs 	<ul style="list-style-type: none"> • set the Ukrainians - graduates of the US colleges and Europe, the preference to ones who have several higher educations 	<ul style="list-style-type: none"> • the latest government policy supporting the use of careful selection procedures
Training	<ul style="list-style-type: none"> • implementation of major investment in training; • using of a common training and cross-cultural training; • training as the responsibility of each 	<ul style="list-style-type: none"> • using of apprenticeship programs; 	<ul style="list-style-type: none"> • using of bilingual coaches • conducting team training 	<ul style="list-style-type: none"> • careful examination of existing training programs
Reward	<ul style="list-style-type: none"> • application of the recognition and awards as a motivator; 	<ul style="list-style-type: none"> • given the high labor costs in manufacturing 	<ul style="list-style-type: none"> • review of all aspects of labor costs 	<ul style="list-style-type: none"> • using of technical training as a reward; • recognition of equal value; • a warning regarding the use of the principle of "more work – the bigger charge"
Labor relations	<ul style="list-style-type: none"> • relationship with the trade unions as partners; • giving time for negotiations 	<ul style="list-style-type: none"> • readiness for higher wages and shorter working week; • the expectation of high performance unified trade unions of workers 	<ul style="list-style-type: none"> • preparing for the increase in the level of workers' 	<ul style="list-style-type: none"> • formation of the cities with large labor markets; • indefinite labor law is becoming tougher

* Source: Hodgetts R., Luthans F., 1997, p. 139.

Intercultural competence is a set of analytical and strategic skills, expanding interpretativerange of Western management in the process of interaction with other cultures. It is also a positive attitude to a different culture and its values, to overcome ethnic and cultural centrism. Ideally Western manager with a third jurisdiction, initially a positive attitude to the presence in society of different ethnic and cultural groups, and demonstrates the ability to communicate effectively with representatives of any of them. Intercultural competence can be learned through the knowledge gained in the process of intercultural dialogue [9].

A successful strategy for achieving intercultural competence is to preserve their own cultural identity, along with the development of a different culture, that is, increase cross-cultural awareness / sensitivity.

Its main characteristics – tolerance of other views, customs, particularly the ability to see their own culture in the context of other cultures and world culture as a whole.

To eliminate the "gaps" in cultural competence can recommend the following methods of training cross-cultural management: education, guidance and training.

1. Cross-cultural awareness - is the acquisition of knowledge by reading books, watching movies, listening to academic courses. Often knowledge obtained in this way may not alleviate culture shock. They are difficult to apply in practice.
2. Cross-cultural orientation by means of cultural assimilators. Cultural assimilators consist of descriptions of situations in which the characters interact from different cultures. Each situation is provided with interpretation, from which to choose the most correct.
3. Cross-cultural training - a method to actively develop the training that best meets the objectives of the real business. The method allows to form practical skills of intercultural communication, and to prepare to overcome the negative effects of culture shock.

It should be noted that the dynamics of adaptation to an alien culture is reflected U – shaped curve, and includes 3 stages. The first stage is characterized by enthusiasm and high spirits. In the second stage comes frustration, depression, confusion, that the third phase is slowly replaced by confidence and satisfaction. If the employee has adapted to a new culture, and then returned to its original, it must again go through all the stages. Therefore, the curve has a read aptation W – shaped. The use of cross – cultural training, or training and seminars cycles, enable international companies to quickly adapt multinational staff to work in the new market as efficiently as possible for the corporation.

Conclusions

In conclusion, one can not stay at the phenomena that arise in the interaction of cultures. When the merger of companies based in different countries, experts seemed to calculate all the consequences: financial, administrative, marketing. However, the cause of many failures become cross-cultural differences. Upon contact with the business feel alien cultures managers have so-called "culture

shock." He is accompanied by anxiety, tension, a sense of loss and rejection, failure in the role expectations. Culture shock can lead in some cases to mental disorders. The degree of culture shock depends on the amount of cross-cultural differences, which is expressed in an index of cultural distance.

Communicative competence, linguistic competence and intercultural competence are at the basis of the manager's job, as this allows more freedom to perceive other cultures, adequately aware of the specific value basis (mission) of the company and achieve results.

Literature

1. Pivonova N.E.: Cross Cultural Communication: Textbook. Petersburg 2007, IVESEP, <http://www.pivo-nina.spb.ru>.
2. Aleshina I.V.: Western and Eastern business cultures, Kiev, 2008, <http://imperia.net.ua>.
3. Belyaev: The Enigma of Ukrainian soul or features of the mentality of the Ukrainians. Менеджмент.ср.иа: Internet-portal, <http://www.management.com.ua>.
4. Rotovsky A.: System PR: Balance Business Books, 2006, <http://tid.com.ua>.
5. Panchenko A., Tikhomirova I.: Management in the global village. Management and Manager 2002, № 7, http://www.m21.com.ua/index.php?d_id=105&id=26.
6. Bondarenko N.: Time-management and features of national character. Ural Business Education., 2009, - <http://www.ubo.ru/>.
7. Chen, Guo-Ming, Starosta, William J.: Foundations of intercultural communication. NY: Allyn & Bacon, 1997.
8. Boli J., Thomas G.M.: World Culture in the World Polity: A Century of International Non-Governmental Organization. American Sociological Review, 1997, Vol. 62, № 2, p. 171÷190.
9. <http://www.bestmanagementarticles.com>
10. <http://cross-cultural-management.bestmanagementarticles.com>

РОЛЬ И ПРИНЦИПЫ УПРАВЛЕНИЯ ЧЕЛОВЕЧЕСКИМ КАПИТАЛОМ В СОВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЯХ ХОЗЯЙСТВОВАНИЯ

ROLE AND MANAGEMENT PRINCIPLES BY HUMAN CAPITAL IN MODERN TERMS OF MANAGEMENT

Пройдак Ю.С., Фриман И.М., Фриман Е. М.

Национальная металлургическая академия Украины, Факультет
экономики и менеджмента, Кафедра менеджмента

Abstract

In the conditions of global economy of knowledge, management by a human capital (by skills, by knowledge general and special educations of employees of enterprise) predominating source of stability of competitive edge for organization. An enterprise aims to be more flexible, to react on the changes of market.

В условиях глобальной экономики знаний управление человеческим капиталом (навыками, знаниями, общим и специальным образованиями сотрудников предприятия) является преобладающим источником устойчивости конкурентного преимущества для организации. Каждое предприятие стремится быть более гибким, чтобы реагировать на изменения рынка.

Концепция управления активами человеческого капитала получила свое значение из понимания того, что такая социально-экономическая категория как человеческий капитал используется в качестве определяющего фактора развития производства и совершенствования продукции, что позволяет субъекту хозяйствования занимать и в дальнейшем удерживать устойчивую позицию на рынке товаров, работ и услуг.

Управление человеческим капиталом сочетает в себе современные технологии и методы формирования, управления, оценки и развития квалификации всего персонала каждого подразделения предприятия для достижения и поддержания своих конкурентных преимуществ.

Под «управлением человеческим капиталом» подразумеваются кадровые услуги, подбор и последующая постоянная оценка персонала, определение динамики развития человеческого капитала, эффективное использование навыков и опыта сотрудников, программное обеспечение решений по управлению человеческим капиталом, а также практика, процессы и системы, которые используются для управления и развития квалификацией сотрудников [1].

В процессе управления предприятием и организацией человеческий компонент достаточно инертен – в сопоставлении со всеми активами. Однако необходимо учитывать, что именно сотрудники являются единственным элементом, обладающим способностью создавать добавленную стоимость продукции, как основного источника прибыли субъекта хозяйственной деятельности при условии постоянного развития и объективной оценки их квалификации.

В современных условиях хозяйствования, при прочих равных условиях, динамика производительности труда и успешное развитие предприятия непосредственно зависит от человеческого капитала.

Сложный, качественный труд стоит дороже, так как предполагает использование наиболее дорогостоящих современных средств производства и технологических процессов. Следовательно, его результаты должны оцениваться в большей степени, чем результаты работ, выполнение которых характеризуется более низкой совокупностью требований к компетенциям, опыту, навыкам, характеру умений и знаний, предъявляемых к работнику и дифференцируемых по параметрам сложности выполняемой работы [3].

Концепция управления человеческим капиталом отличается от традиционной концепции управления персоналом тем, что под управлением персоналом понимается набор персонала, расчет заработной платы, пособий, и других фундаментальных аспектов трудовых отношений, а управление человеческим капиталом в первую очередь предусматривает оценку и развитие квалификационного уровня сотрудников. Это позволяет обеспечивать достижение положительной динамики добавленной стоимости продукции предприятия как предпосылку получения дополнительной прибыли предприятия.

Роль человеческого капитала в успешном функционировании современных предприятий и организаций исключительно важна и проявляется в следующих факторах:

- во-первых, это профилактика кризисных ситуаций. Качество человеческого капитала влияет на количество и характер ошибок в принятии решений, на своевременное восприятие циклических сигналов развития, на объективную оценку ситуаций и проектирование антикризисной деятельности;
- во-вторых, в период кризиса человеческий капитал выступает стабилизирующим фактором. Сотрудники предприятий, обладающие более высоким уровнем общего и специального образования, а также имеющие достаточные профессиональные опыт и навыки, глубже понимают реальность окружающей действительности и, следовательно, реагируют на них с меньшими элементами панических настроений и недисциплинированности;
- в-третьих, при выходе из кризиса человеческий капитал играет значительную роль в ускорении этого процесса. Здесь большое

значение имеют такие особенности человеческого капитала как профессионализм, энтузиазм и перспективность мышления. Человеческий капитал выступает как средство или как элемент механизма менеджмента в том случае, когда, опираясь на его реальность и специфические особенности, решаются проблемы выхода из кризиса, модернизации производства, проектирования и использования различных инноваций, обновления технологий и т.д;

- в-четвертых, реализации идеи человеческого капитала в значительной мере способствуют гуманность и социальность современного менеджмента. Он предполагает учитывать ценности и интересы человека, содействует интеллектуализации труда и определению перспективных направлений научно-технического прогресса;
- в-пятых, человеческий капитал обеспечивает предприятию устойчивое развитие.

В динамично развивающихся предприятиях и организациях осознают необходимость преобразования традиционных функций управления персоналом и человеческих ресурсов,

создают среду для эффективного развития и управления человеческим капиталом как инструмента повышения конкурентоспособности продукции и предприятия [2].

Руководство современных перспективных предприятий максимизируют свои инвестиции в человеческий капитал и воспринимают квалификацию сотрудников в качестве наиболее дорогостоящего актива и при этом постоянно отслеживают уровень его положительной динамики.

Максимизация инвестиций в развитие человеческого капитала и объективная оценка как его уровня, так и эффективности его использования, позволяет осваивать новые сегменты рынка, расширять границы прежних сегментов и в результате этого непрерывно опережать конкурентов.

Принципы управления человеческим капиталом связаны с инновационной деятельностью. Создание мощного человеческого капитала требует от компании стратегии факторов и процессов для большей отдачи от своих сотрудников. К наиболее эффективным принципам управления человеческим капиталом относятся:

- принцип системности – руководители, специалисты и все сотрудники организации рассматриваются как целостная динамическая система, которая тесно связана с внешней средой бизнеса. Подразумевается полная координация всех процессов формирования и изменения кадрового состава организации;
- принцип командности – создание на предприятии или в организации эффективных команд: специально подобранных сотрудников и специалистов, выполняющих различные функции, но при этом объединенных общими целями и задачами – что имеет особое значение для предприятий в период кризиса;

- принцип коллегиальности команды в процессе достижения целей – все менеджеры в сформированной команде должны работать в тесном контакте друг с другом, совместно искать оптимальное и эффективное решение поставленных задач;
- принцип корпоративности – гармония интересов всех категорий сотрудников при различных уровнях их квалификации в условиях обеспечения единства интересов предприятия и организации;
- принцип равных возможностей – предоставление всем сотрудникам, независимо от их уровня квалификации, равных прав и возможностей;
- принцип индивидуального подхода к каждому сотруднику – максимальное внимание к личным качествам сотрудника, его навыкам и возможностям;
- принцип децентрализации прав и полномочий – в любых условиях функционирования предприятия и организации должна обеспечиваться необходимая и достаточная рациональная автономность деятельности отдельных руководителей и специалистов, с передачей им прав, полномочий и ответственности для наиболее эффективного выполнения поставленных задач при условии возложения на них дополнительной ответственности за достигнутые результаты;
- принцип единоначалия – концентрация власти в руках руководителя сформированной команды, который состоит в том, что без его согласия нельзя привлекать подчиненных ему сотрудников к выполнению других видов работ, не связанных с выполнением поставленных задач, так как именно он несет ответственность за эффективность результатов и своевременность выполнения задания;
- принцип систематического повышения квалификации сотрудников – постоянно действующая эффективная система подбора, расстановки и обучения персонала. Развитие, вертикальная и горизонтальная ротация работников осуществляются в соответствии с результативностью и успешностью их труда, положительной динамикой квалификации, способностями и потребностями организации;
- принцип оценки успешности выполнения поставленных задач – постоянно используемая система оценочных количественных и качественных критериев для объективного, оптимального, эффективного и своевременного определения результативности работы каждого сотрудника.

Литература

1. Барченко М.Д.: Человеческий капитал как фактор успешности бизнеса. Персонал, 2016, № 2, с. 6÷9.
2. Добров П.Г.: Управление персоналом современной организации. Дело, 2013.
3. Храмов В. О., Сучков Л. Б.: Основы управління персоналом. МАУП, 2015.

ЛИЗИНГ КАК СПОСОБ ОБНОВЛЕНИЯ ОСНОВНЫХ СРЕДСТВ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

LEASING AS A WAY TO UPDATE FIXED ASSETS OF THE INDUSTRIAL ENTERPRISES

*Пройдак Ю.С. *, Козенкова Н.П. **, Козенков Д.Е. ****

*Национальная металлургическая академия Украины, Электрометаллургический факультет, Кафедра электрометаллургии, **Национальная металлургическая академия Украины, Факультет экономики и менеджмента, Кафедра финансов, ***Национальная металлургическая академия Украины, факультет экономики и менеджмента, кафедра менеджмента

Abstract

A review of the main sources of funding for renovation of production assets are considered. Analyzed the most popular sources of external finance - credit and leasing, given their advantages and disadvantages.

Введение

В современных экономических условиях для обеспечения выживаемости и высокой конкурентоспособности необходимо обеспечение адаптации промышленных предприятий к условиям возрастающей конкуренции, сокращению рынков сбыта; ограниченности финансовых ресурсов. Основным препятствием в решении этой проблемы является отставание технического и технологического уровня используемого оборудования от соответствующих показателей развитых стран мира, моральное устаревание и высокая степень его износа, достигающая в перерабатывающей промышленности 70% при низких коэффициентах обновления основных средств.

Основным источником инвестиций в обновление основных фондов в Украине является собственный капитал предприятий (около 70 % в 2015), тогда как на кредитные ресурсы приходится чуть более 10% [1]. Сокращение доходов лишают предприятия возможности обновления основных фондов за счет собственных ресурсов. Является затруднительным и использование кредитных ресурсов, прежде всего, из-за несовпадения между потребностями предприятий в долгосрочных финансовых ресурсах, получаемых на приемлемых условиях, и ограничениями по сроку кредитования, качеству залога и финансовому состоянию заемщика. Сложившаяся ситуация формирует необходимость поиска и внедрения новых методов финансирования обновления материально-технической базы

и модификации основных фондов предприятий. Одним из эффективных способов привлечения инвестиционного капитала является лизинг, дающий возможность финансировать техническое обновление производства в условиях дефицита собственных средств и высокой стоимости банковского кредитования.

1. Изложение основного материала исследования

Нынешняя экономическая ситуация в Украине благоприятствует лизингу, поскольку он примиряет противоречия между предприятием, не имеющим средств на модернизацию, и банком, который неохотно предоставит этому предприятию кредит, так как не имеет достаточных гарантий возврата инвестированных средств. Лизинговая операция позволяет одной стороне получить кредит и нужное оборудование; а другой – гарантию возврата кредита, так как объект лизинга является собственностью лизингодателя или банка, финансирующего лизинговую операцию, до поступления последнего платежа.

В мировой практике лизинг является одним из важнейших финансовых инструментов обеспечения развития экономики. В развитых странах через его механизм финансируется до 30% инвестиций в основные фонды, тогда как в Украине только 1,5%. Годовой объем лизинговых услуг в странах Восточной Европы составляет 5% ВВП (в Украине – всего 0,3% ВВП) [2].

Благодаря преимуществам, вытекающим из его специфики, лизинг в определенной степени может дополнить банковское кредитование и стать альтернативным источником финансирования.

Относительно экономической сущности лизинга до сих пор не существует единого мнения. Некоторые рассматривают лизинг как одну из форм кредитования предпринимательской деятельности, другие полностью отождествляют его с долгосрочной арендой или одной из ее форм, которая в свою очередь сводится к отношениям найма или подряда; третьи считают лизинг завуалированным способом купли-продажи средств производства или права пользования чужим имуществом; четвертые интерпретируют лизинг как действия за чужой счет, то есть управление чужим имуществом по доверенности [3÷6].

Современное понимание лизинга восходит к классическим принципам римского права о разграничении понятий владение и пользование имуществом, выделению двух важнейших полномочий – пользования вещью, то есть использование ее по назначению с целью получения дохода, и самого права собственности на объект собственности. Многовековой опыт показал, что богатство в конечном счете заключается не просто в обладании собственностью непосредственно, а в эффективном ее использовании. Отсюда следует, что лизинг – это способ реализации отношений собственности, который отражает состояние производственных сил и производственных отношений, с которыми он находится в тесной взаимосвязи.

Лизинг в широком смысле представляет собой организационную форму предпринимательской деятельности, которая отражает отношения собственности, как олицетворенную систему хозяйствования. Однако, как и любое самостоятельное явление, как экономическая категория, он имеет свой собственный смысл и разнообразные формы проявления. Несмотря на то, что лизинг отражает определенное взаимодействие элементов производительных сил и производственных отношений, то он имеет материально-вещественную основу и социально-экономическую форму. Социально-экономическое содержание лизинга определяется отношениями собственности и совместной экономической деятельности по вертикали и горизонтали (с собственником, обществом и т.д.), а также условиями трансформации собственности. Материально-вещественная сторона характеризуется организационно-правовыми формами производства, наймом всех или части вещественных элементов предпринимательской деятельности, куплей-продажей имущества и условиями кредитования [7].

Различные определения лизинга содержатся в гражданском, хозяйственном, налоговом законодательстве, значительном количестве научных работ по проблемам лизинговой деятельности.

Обобщая различные источники, можно определить общие черты в определении признаков лизинга, к которым можно отнести следующие: а) на момент заключения договора лизинга лизингодатель не является собственником предмета лизинга; б) по условиям договора лизингодатель обязуется приобрести предмет лизинга в установленном продавца; в) выбор продавца предмета лизинга осуществляется по договоренности между лизингодателем и лизингополучателем; г) предмет лизинга передается во владение и пользование за плату определенную и на определенный срок.

Главной обязательным условием лизинга является то, что объекты, передаваемые в лизинг, могут быть использованы только для предпринимательских целей. Согласно действующему законодательству предметом лизинга может быть непотребляемая вещь, определенная индивидуальными признаками и отнесенная в соответствии с законодательством к основным фондам. С учетом этого можно выделить следующие группы предметов лизинга: движимое имущество (оборудование промышленного назначения, складское оборудование и имущество; транспортное оборудование, строительная техника, средства связи; оргтехника, конторское оборудование; лицензии, ноу-хау, компьютерные программы и т.д.; недвижимое имущество (строительные сооружения и сооружения производственного и прочего назначения. Таким образом, в лизинг может передаваться любое имущество, не запрещенное к свободному обращению и не уничтожается в процессе производственного цикла.

Лизингодателем может быть любое предприятие, которое осуществляет лизинговую деятельность. Лизингодателями могут быть: банки и их

филиалы, финансовые компании, кредитные учреждения; лизинговые компании; брокерские лизинговые фирмы; любые предприятия, для которых лизинговая деятельность предусмотрена в учредительных документах и которые имеют достаточное количество финансовых средств; страховые и пенсионные фонды. Вторым участником лизинговой сделки является субъект предпринимательской деятельности, который получает в пользование имущество по договору лизинга – лизингополучатель. Поставщиком объекта лизинга может быть предприятие-изготовитель, торговая организация или другие организации, которые продают имущество, передаваемое по договору лизинга.

Лизинг не является универсальным финансовым инструментом, но он имеет определенные преимущества, к которым можно отнести следующие:

1. Лизинг является относительно более дешевым видом финансирования капитальных затрат. За счет эффекта масштаба и/или положения на рынке лизинговая компания может получить финансирование по более низким ставкам либо предложить более выгодные финансовые условия. Имеется возможность снижения базы по налогу на прибыль и налога на имущество.

2. Лизинг является относительно гибким инструментом средне- и долгосрочного финансирования. Лизинг предполагает 100% финансирование инвестиционного проекта и не требует немедленного начала платежей. Лизинговые платежи обычно начинаются после поставки имущества лизингополучателю. Он позволяет иметь возможность снижения валютных рисков за счет фиксации ставок по лизингу. Риск устаревания оборудования целиком ложится на лизингодателя. Лизингополучатель имеет возможность постоянного обновления своего парка оборудования

В целом, преимущества лизинга в той или иной стране зависят от специфики законов, регулирующих лизинговую деятельность, а также от сложившихся обычаев делового оборота.

Вместе с тем, лизинг имеет и определенные недостатки:

1. Относительная негибкость условий лизинга. В лизинге обычно используют фиксированные ставки. Существуют ограничения, которые лизингодатель может наложить на использование имущества. При устаревании объекта лизинга до окончания действия договора лизинга лизингополучатель продолжает уплачивать лизинговые платежи.

2. Налоговые последствия. Налоговые льготы при лизинге могут быть меньше, чем аналогичные льготы при осуществлении капитальных затрат за счет собственных средств

Для различных способов финансирования инвестиций в большей или меньшей степени характерны различные виды финансовых рисков, которые оказывают непосредственное влияние на значение финансовых показателей (финансовой устойчивости, ликвидности, показателях эффективности деятельности предприятий). Так, использование для инвестирования собственных финансовых средств может существенно повлиять на

рентабельность собственного капитала. Долгосрочное кредитование характеризуется высокими рисками для кредитора и приводит к снижению финансовой устойчивости заемщика. По сравнению с кредитом лизинг является более доступной формой привлечения инвестиций, так как не требует сложного пакета гарантий по кредитной сделке. В таблице 1 представлены сравнительные характеристики различных вариантов финансирования обновления основных фондов предприятий

Таблица 1.

Сравнительная характеристика источников финансирования обновления основных средств предприятия [8]

Характеристики	Собственные средства	Банковский кредит	Лизинг
Степень доступности	Высокая	Низкая	Средняя
Скорость привлечения	Высокая	Низкая	Выше, чем у кредита
Налоговые льготы	–	Имеются	Имеются
Необходимость гарантий	–	Требуются	Требуются
Стоимость	–	Достаточно высокая	Высокая
Возможность формирования графика выплат	–	В очень ограниченных пределах	Имеется
Обслуживание оборудования	–	–	Предоставляется
Обучение персонала	Не предусмотрено	Не предусмотрено	Производится
Влияние на величину оборотных средств	Могут снижаться	Могут снижаться	Есть возможность увеличения (возвратный лизинг)

Следует отметить, что при организации финансирования программ обновления и модернизации основных фондов следует учитывать специфические особенности объектов лизинга в промышленности, в частности в черной металлургии – низкая степень ликвидности (оборудование часто уникально, что увеличивает риски лизингодателей); значительная трудоемкость транспортировки и монтажа объектов лизинга; высокая стоимость оборудования и длительные сроки окупаемости (5÷7 и более лет), что повышает финансовые риски лизинговых операций; объектам лизинга присущи высокие технические, предпринимательские, экологические, инфраструктурные и сырьевые риски.

Выводы

Очевидно, что необходимым условием повышения эффективности и конкурентоспособности предприятий является модернизация их производственно-технологической базы, которая позволяет улучшить ТЭП деятельности предприятий (производительность, рентабельность, объем производства). Для финансирования инвестиций при решении задачи модернизации промышленных предприятий обычно используются собственные и заемные средства в виде кредитов банков и инвестиционного лизинга. Лизинг в промышленности, с одной стороны, может использоваться в качестве эффективного инструмента финансирования модернизации производственно-технологического оборудования, а, с другой стороны, характеризуется высоким уровнем финансовых и других видов рисков, что определяет актуальность задачи формирования новых лизинговых инструментов и механизма повышения эффективности деятельности промышленных предприятий.

Литература

1. Офіційний веб-сайт Державної служби статистики України [Електронний ресурс]. Режим доступу: <http://ukrstat.org/>
2. Національна комісія, що здійснює державне регулювання у сфері ринків фінансових послуг України (НКРРФПУ) [Електронний ресурс]. Режим доступу: <http://nfp.gov.ua/news/>.
3. Міщенко В.І., Луб'яницький О.С., Слав'янська Н.Г.: Основи лізингу: навч. посіб. Знання, 1997.
4. Шевцов В.Н., Акімова Є.М., Осипов А.С.: Лізинг: значення, сутність, можливості. Вища школа, 2005.
5. Газман В.Д.: Лізинг: теорія, практика, коментарії. Фонд. Правовая культура, 1997.
6. Мочерний С.В. Ред: Економічна енциклопедія у 3–х т. Т.І. Видавничий центр Академія, 2000.
7. Черванов Д.: Менеджмент інвестиційної діяльності підприємств: Знання-Прес, 2003.
8. Кирсанова Е.А.: Методические основы эффективного развития химических предприятий с использованием лизинга: автореф. Дис.канд.ekon.наук: 08.00.15. Кирсанова Елана Афанасьевна; РХТУ им. Д.И. Менделеева. 2011.

ОЦЕНКА ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ ПОВЫШЕННОЙ ГРУППЫ ТВЕРДОСТИ И МЕНЬШЕГО ДИАМЕТРА

EVALUATION OF ECONOMIC EFFICIENCY OF USE GRINDING BALLS HIGH HARDNESS AND A SMALLER DIAMETER

*Смирнов Е.Н. *, Смирнова Т.Е. **, Скляр В.А. *, Белевитин В.А. ****

*Старооскольский технологический институт (филиал) НИТУ «МИСиС», кафедра Metallургии и металловедения им. С.П. Угаровой, г. Старый Оскол, РФ, **Главное управление статистики Донецкой области, управление обработки данных экономической статистики, г. Бахмут, Украина, ***Южно-Уральский государственный гуманитарно-педагогический университет, Кафедра «Автомобильного транспорта, информационных технологий и методики обучения техническим дисциплинам», г. Челябинск, Россия

Abstract

Based on the results of the conducted industrial tests of the estimation of economic efficiency of use grinding balls of greater hardness and a smaller diameter during grinding of ferrous ores in drum mills. It is shown, that the use of the grinding balls of greater hardness will have a positive economic effect.

Введение

В целом в 2016 году мировая выплавка стали увеличилась по сравнению с 2015 годом на 0,8%, до 1,63 млрд т. Средняя загрузка мощностей по итогам года составила 69,3% по сравнению с 69,7% в 2015 году [1].

Что касается Украины, согласно данным WorldSteelAssociation, по итогам 2016 года она сохранила место в топ-10 ведущих мировых производителей стали (рисунок 1). Отечественные заводы произвели 24,2 млн тонн, показав рост на 5,5% по сравнению с 2015 годом.

По итогам 2016 г., украинский экспорт металлопродукции составил 21,4 млн т, что на 0,2% превышает экспортный показатель за 2015 г. При этом поступления валютной выручки от реализации металлопродукции сократилось на 10,3% и составило \$7,2 млрд.

Основными товарными позициями украинского экспорта черных металлов были: полуфабрикаты (36,2% или 7,7 млн т), стальной прокат (44,5% или 9,5 млн т) и металлургическое сырье (17,3% или 3,7 млн т). При этом экспорт проката увеличился на 6,4%, в то время как продажи

полуфабрикатов практически не изменились (минус 0,1%), а экспорт металлургического сырья снизился на 12,2%.

География украинского экспорта черных металлов в течение 2016 г. распределялась следующим образом: страны ЕС - 33,5%, страны Африки – 20,7%, страны Восточной Европы – 19,2%, страны Ближнего Востока – 13,2%, страны СНГ – 7,2%, другие страны – 6,2%.

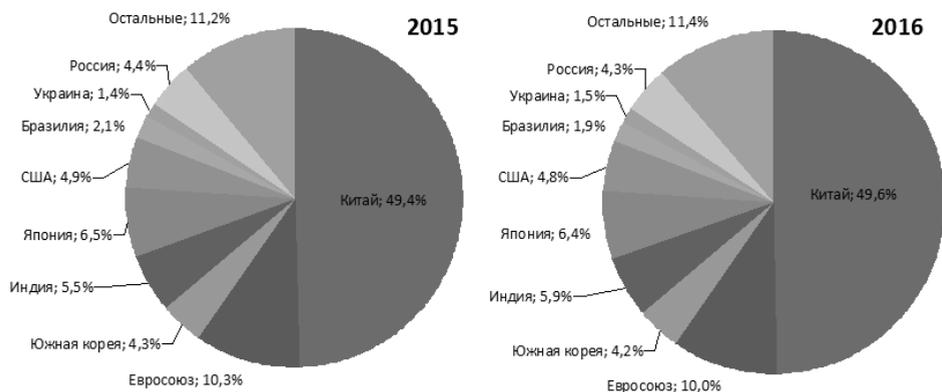


Рис. 1. Структура мирового производства стали в 2015 и 2016 годах

Что касается импорта, то в течение 2016 г. в Украину было импортировано 809,8 тыс. т металлопродукции на сумму в \$1,14 млрд. При этом объемы импорта в физическом измерении выросли на 17,8%, в денежном – на 42,8%.

1. Состояние вопроса исследования

Указанное выше снижение экспорта металлургического сырья обусловлено тем, что наблюдается тенденция потери зарубежных рынков железорудного сырья (ЖРС), прежде всего китайского, откуда нас вытесняют Австралия и Бразилия. В 2016 году экспорт украинского ЖРС упал почти на 6,26 млн тонн. Больше всего потери ощутили Северный и Южный ГОКи и Криворожский ЖРК. Лидером по производству и экспорту остается Полтавский ГОК.

Частично потеря в 2016 году китайского рынка была компенсирована ростом поставок в Сербию, Японию и Корею. Также увеличились поставки на внутренний рынок: “ArcelorMittal Кривой Рог”, Алчевский и Енакиевский металлургические заводы увеличили потребление на 2,8 млн тонн. Как известно, два последних завода находятся на неподконтрольной территории Донбасса, и предыдущие годы они в основном простаивали. В 2016-м проявился положительный тренд – практически все металлургические заводы на неподконтрольной территории возобновили производство и показали существенный рост.

Однако события, связанные с началом экономической блокады в начале 2017 года, привели к полной остановке Алчевского, Енакиевского и Донецкого металлургических заводов, а также существенному снижению объемов производства на ряде других металлургических предприятий. Данный факт позволяет предположить еще большее, чем в 2016 году снижение объемов производства украинского ЖРС.

Особо надо подчеркнуть, что снижение объёмов экспорта ЖРС происходило на фоне устойчивой тенденции падения цен на него (рисунок 2) начиная с 2011 года.

Сложившееся положение на рынке ЖРС, вынуждает украинских поставщиков снижать затраты на его производство. Одним из общепризнанных путей решения данной проблемы следует считать снижение затрат на измельчение [2] и, в первую очередь, затрат на приобретение мелющих шаров – их стоимость составляет 30÷35% всех затрат на измельчение. Последнее достигается за счет использования шаров, имеющих как повышенную долговечность, так и меньший диаметр.



Рис. 2. Динамика цен на основные виды металлургического сырья

2. Методика и результаты исследования

С целью выявления экономических преимуществ использования мелющих шаров с повышенной поверхностной и объемной твердостью, а также имеющих меньший диаметр, было проведено опробование опытной партии шаров Ø40мм 4-й группы твердости и Ø30мм 3-й группы твердости производства ПАО ДМПЗ в условиях ПАО «ЮГОК» на мельницах Шстадии, на которых производится измельчение железистых магнетитовых кварцитов. Результаты замеров и производственные показатели представлены в таблице 1.

Таблица 1.

Результаты инструментальных замеров и производственные показатели работы

тип МШ	Группа твёрдости	Масса шаров в мельнице в начальный период, G_n , т	Масса шаров в мельнице в конечный период, G_k , т	Догружено шара $G_{ш}$, т	Переработано руды, Т, т	Произведено концентрата, $P_{кон.}$, т
опытные Ø30мм	III	142,77	165,31	223,2	603748	278404
текущие Ø40мм	III	150,64	156,02	214,5	637357	294380
опытные Ø40мм	IV	100	83,3	67,8	274703	126034
текущие Ø40мм	III	86,2	90,5	78,2	270854	124260

Удельный расход мелющих тел на 1 тонну переработанной руды ($a_{ш}$) и произведенного концентрата секцией ($B_{ш}$), за период определения технологических показателей, определяется формулами:

$$a_{ш} = \frac{G_{ш} + (G_n - G_k)}{T} \text{ кг/т,} \quad (1)$$

$$B_{ш} = \frac{G_{ш} + (G_n - G_k)}{T \cdot \gamma} \text{ кг/т,} \quad (2)$$

где $\gamma = \frac{P_{кон}}{T}$ – выход конечного концентрата секции, дол. ед.;

По данным таблицы 1 удельный расход МШ при оценке эффективности от использования шаров меньшего диаметра составил для опытных Ø 30 мм:

- по исходной руде – 0,332 кг/т руды;
- по концентрату марки К3 – 0,721 кг/т концентрата;
- а, для текущего Ø40 мм:
- по исходной руде – 0,328 кг/т руды;
- по концентрату марки К3 – 0,710 кг/т концентрата.

Таким образом, расход мелющих шаров увеличился по сравнению с исходными шарами, и использование МШ Ø 30 мм является в данном случае экономически не целесообразным.

Удельный расход МШ при оценке эффективности от использования шаров повышенной группы твердости составил для опытных шаров группы твердости IV:

– по исходной руде – 0,256 кг/т руды;
– по концентрату марки КЗ – 0,558 кг/т концентрата;
а, для текущего шара группы твердости III:

– по исходной руде – 0,281 кг/т руды;
– по концентрату марки КЗ – 0,612 кг/т концентрата.

Таким образом использование шаров группы твердости IV вместо текущих группы твердости III приведет к снижению расхода мелющих шаров на:

$$\Delta a_{\text{ш}} = 0,281 - 0,256 = 0,025 \text{ кг/т руды}$$
$$\Delta B_{\text{ш}} = 0,612 - 0,558 = 0,054 \text{ кг/т концентрата.}$$

Один из крупнейших в Белгородской области производитель железнорудного сырья - Стойленский горного обогатительный комбинат, потребности которого в мелющих шарах Ø 40 в настоящее время составляют около 5250 т/год. При существующем расходе на третьей стадии измельчения шаров III группы твердости – 0,770 кг/т концентрата и цене шаров 30150 руб/т, экономический эффект от использования шаров IV группы твердости составит:

$$E = \left(5250 - \frac{5250 \cdot 0,612}{0,770} \right) 30150 = 32479992 \text{ руб/год.}$$

Вывод

С целью снижения расхода мелющих шаров при измельчении железистых магнетитовых кварцитов было проведено опробование опытной партии шаров Ø40мм 4-й группы твердости и Ø30мм 3-й группы твердости. Экономическая оценка эффективности применения данных шаров показала наличие положительного экономического эффекта в случае использования мелющих шаров с повышенной поверхностной и объемной твердостью.

Литература

1. World crude steel out put increases by 0.8% in 2016. Press release. Режим доступа: <http://www.worldsteel.org> (01.03.17)
2. Стеблов А.Б., Березов С.Н.: Литые чугунные шары для помола материалов. Литье и Металлургия, 2012, № 3, с. 45÷50.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ПОКАЗАТЕЛЯ ИННОВАЦИОННОСТИ ПРОЕКТА И ЕГО КРИТЕРИАЛЬНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ

INDEX CALCULATION METHOD OF THE PROJECT INNOVATION AND ITS CRITERION COMPONENTS

Вишневская М., Шпортько А., Козенков Д.

Национальная металлургическая академия Украины, Кафедра менеджмента

Abstract

In the article method of calculating is presented and index components of the project innovation are investigated that allows to evaluate effect of the innovation introduction comprehensively unlike existing, the quality of result, risk influence and necessary resources on the initial stages of the project.

Введение

В сфере управления проектами и менеджменте особое место занимает вопрос, касающийся эффективных механизмов отбора проектов в портфели или программы развития. В условиях изменчивости бизнес-среды, наличия многочисленных рисков, ограниченности временных, финансовых, материальных ресурсов, указанная проблематика приобретает особое значение, а, следовательно, требует соответствующего методического и организационного обеспечения.

В настоящее время существует большое количество подходов к формированию портфелей и программ проектов, на основе качественных, количественных показателей, исходя из стратегической цели организации, цели максимизации синергетического эффекта, по разным интегральным и многокритериальным показателям или даже по генетическому коду проектного менеджера. Многочисленная библиография научных публикаций по вопросам механизмов формирования программ и портфелей проектов свидетельствует об актуальности выбранной тематики исследования и ее практической значимости.

Изложение основного материала исследования

Предлагается применение инструмента по формированию портфелей проектов и программ развития регионов на основе использования показателя инновационности проекта, который, в отличие от существующих, позволяет комплексно оценить эффект от внедрения новшества, получить качественный результат влияния рисков и необходимых ресурсов уже на начальных стадиях проекта.

Показатель инновационности проекта формируется следующим образом:

$$w = \sum_{i=1}^n d_i * g_i, \quad (1)$$

где: d_i – значение i -го показателя оценки;

g_i – коэффициент весомости i -го показателя;

n – количество показателей оценки.

К составляющим показателя инновационности проекта относятся: инновации, риски, качество, управляющие кадры, ресурсы и исполнители (субподрядчики).

Первый из критериальных показателей – «инновации», состоящий в свою очередь из трех подсистем – *оценка рынка потребителей, рынка конкурентов и инновационного потенциала региона*, предлагается рассчитывать с помощью метода многокритериальных шкал. Его сущность заключается в переводе натуральных значений всех элементов подсистем в единую шестибальную шкалу с учетом направления и характера зависимости натурального и бального значений каждого показателя. Следует отметить, что на практике чаще встречаются два типа зависимостей: непрерывные без наличия экстремума – растущие и ниспадающие и непрерывные с экстремумом – максимума и минимума.

Для проведения переоценки каждого показателя необходимо заранее определить границы возможных изменений (от 1 до 6 баллов) и характерные области состояния исследуемой системы.

Исследуем элементы подсистемы «*Оценка рынка потребителей*» критериального показателя – «инновации»:

– на этапе создания объекта интеллектуальной собственности с помощью маркетинговых исследований возможно определение допустимой емкости рынка инновационной продукции – потенциальный объем потребителей инновационной продукции. Для количественной оценки этой составляющей может быть использован показатель – общий размер рынка [1]. При этом логична прямая зависимость – чем больше емкость рынка, тем более привлекателен такой инновационный проект. Таким образом, 6 баллов по шестибальной шкале метода многокритериальных шкал определяют «очень большую» емкость рынка, которая соответствует предельному (максимальному) значению. Индивидуальное потребление инновационной продукции соответствует минимальному предельному значению емкости рынка;

– изменчивость аналогов инновационной продукции на рынке характеризует восприятие рынком потребителей скорости изменений инновационной продукции. Две противоположные формы реакции

потребителей на появление на рынке новой продукции характеризуются, с одной стороны, быстрой реакцией, с другой отсутствием интереса и неприятием любых обновлений, и, как следствие, их нецелесообразности или несущественности изменений. Под термином «интерес» понимается частота приобретения инновационной продукции. В противном случае сбыт может быть подвержен непреодолимым препятствиям;

– экономическая привлекательность инновационной продукции для потребителя раскрывает сущность восприятия рынком потребителей ценовой политики производителей. В теории управления качеством мерой качества служит степень удовлетворения потребителя, которая определяется отношением стоимости продукции (B) к ее ценности (потребительской стоимости, CB): $k = B/CB$ [2]. То есть продукцию, в том числе и инновационную, можно рассматривать как экономически привлекательную только в том случае, если потребительская стоимость будет не меньше, чем стоимость продукции, установленная производителем и рынком, $k \leq 1$. И наоборот – ситуация на рынке, когда k значительно больше 1 свидетельствует о неудовлетворенности потребителя, а следовательно и продукция является экономически непривлекательной;

– характеристика потенциальных потребителей должна учитывать не только аспект определенности круга, особенностей и удовлетворения потребителей (легко/трудно определить) [3], но и покупательскую способность определенного круга потребителей, которую можно охарактеризовать изменением доли затрат на категорию товаров, к которой относится продукт инновационного проекта. При этом логично, что увеличение доли расходов на категорию товаров, к которой относится продукт инновационного проекта, соответствует более высокому баллу. Но такое положительное изменение в структуре потребления должно быть следствием именно увеличения объемов потребления, а не ценовой политики.

Рассмотрим элементы второй подсистемы «Оценка рынка конкурентов»:

– конкурентное состояние рынка может состоять из прямых конкурентов, которые используют подобные технологии и производят похожую продукцию, так и косвенных конкурентов, которые на основе различных подходов занимаются разработкой и внедрением альтернативных решений. Предельные значения показателя (которому свойственна экстремальная зависимость) в 6 баллов характеризуют состояние, при котором отсутствуют конкуренты, 1 балл – перегруз рынка производителей конкурентами;

– инструменты конкуренции рассматриваются через степень конкурентоспособности продукции производителя, в частности типа используемой инновации – радикальной, когда ключевые функции продукта претерпели кардинальные изменения, или, усовершенствующей –

когда изменения касаются внешнего вида, упаковки, вспомогательных функций продукта и тому подобное;

– частота появления инновационной продукции характеризует рынок производителя относительно временного аспекта, который определяет жизнеспособность инновационной продукции, то есть чем больше частота появления инновационной продукции на рынке производителей, тем более рискованными являются длительные инновационные проекты. Для количественной оценки этой составляющей могут быть использованы сроки реализации инновационных проектов;

– стадия готовности рынка рассматривается через призму аспектов, которые актуализируют появление инновационной продукции. Конечно, выпуск инновационной продукции в рамках подготовленного зрелого рынка оказывается более привлекательной альтернативой.

Проанализируем элементы подсистемы *«Оценка инновационного потенциала региона»*:

– степень новизны для региона продукта инновационного проекта определяется владением опыта в решении поставленной заказчиком задачи создания инновационного продукта. И может проявляться в накопленных знаниях на основе предыдущего опыта реализации типовых или похожих инновационных проектов по их временному, кадровому и ресурсному сопровождению, возможных рисков, управленческих действий и т.п. Балльная оценка данного показателя будет иметь прямо пропорциональную зависимость;

– состояние необходимой ресурсной базы сводится к соответствию цели инновационного проекта кадровому обеспечению, оборудованию, необходимому для проведения разработок, помещений, лабораторий и т.д. Качественно данный показатель можно охарактеризовать двумя составляющими: наличием и деятельностью научных школ, которые в процессе исследований охватывают вопросы, связанные с инновационным продуктом, и уровнем существующей в регионе ресурсной базы. Сочетание этих двух составляющих в количественном выражении возможно благодаря использованию относительных показателей ресурсной базы, рассчитанных как отношение их требуемого уровня к фактическому, которым располагает регион. Стопроцентный уровень покрытия фактической ресурсной базой необходимого уровня соответствует 6 баллам;

– степень превосходства над конкурентами – это уровень системности решения задачи. Для раскрытия сущности показателя необходимо воспользоваться понятием синергизма бизнеса [4]. Синергизм, как уровень системности решения задачи, будет сводиться к оценке преимуществ квалификации кадров, существующих в регионе высших учебных заведений, экспериментальных баз и лабораторий, связей с потенциальными потребителями и т.д. Количественные показатели, описывающие отдельные признаки, следует сравнить с возможностями других

конкурентов (количество таких конкурентов должна быть не менее трех), проранжировать и определить средний ранг. Если средний ранг равен 1, то такое положение вещей определяется как высокая степень превосходства над конкурентами, то есть развитие, последний ранг – объясняется как отсутствие преимущества над конкурентами. В большинстве случаев потенциал региона равен сумме потенциалов вузов данного региона.

Каждый инновационный проект, который подлежит отбору, в процессе формирования портфеля инновационных проектов должен быть оценен в соответствии с критериальными показателями.

Согласно алгоритму метода многокритериальных шкал для каждого инновационного проекта, который подлежит отбору, необходимо рассчитать среднюю балльную оценку его привлекательности. При этом включению в программу подлежат проекты с наибольшими средними оценкам, поскольку нет смысла в выборе системы, которая описывается состоянием своего развития как критическая или недопустимая.

Для отбора проектов используют также общеизвестные финансовые критерии: NPV – чистая текущая стоимость; В/С – коэффициент «выгоды – затраты»; PI – индекс доходности инвестиций; IRR – внутренняя норма доходности инвестиционного проекта; DPP – дисконтированный период окупаемости проекта.

Существует ряд общих правил использования альтернативных критериев отбора проектов, но для каждого предприятия есть своя система приоритетов, как: соответствие проекта выбранной стратегии, рыночный потенциал продукта, уровень риска, влияние на имидж компании, и тому подобное.

На последующих шагах проектный менеджер рассчитывает данные остальных составляющих показателя инновационности проекта. В частности, критериальный показатель «риски» – на основе оценки рискоустойчивости с использованием матриц и векторного анализа[5]; «качество» – путем оценки уровня качества продукта и технологии в соответствии с идеально-матричным моделированием [6]; «управляющие кадры», «ресурсы» и «исполнители» – оцениваются в процентном соотношении, исходя из степени обеспеченности/соответствия тем или иным критериям.

После расчета всех указанных критериальных показателей получается матрица, состоящая из чисел от 0 до 1. Далее по приведенной формуле (1) рассчитывается непосредственно показатель инновационности проекта.

Данные по рассмотренным выше составляющим доступны менеджеру уже в начале проекта, а, значит, позволяют рассчитать показатель инновационности на самых ранних стадиях. Между тем, на этом этапе большинство данных рассчитывается посредством применения методов экспертной оценки, поэтому значительного внимания требует вопрос подбора экспертов, которые должны иметь высокий уровень компетентности по вопросам инновационной деятельности. Кроме того

в процессе обработки результатов экспертного опроса необходим анализ согласованности мнений экспертов с помощью коэффициента конкордации и оценка достоверности результатов экспертного опроса с помощью метода Делфи, что позволит получить мнение относительно достоверности результатов экспертного опроса.

Выводы

На сегодня существует множество подходов к отбору проектов как на основе качественных, так и количественных показателей. Применение для этой цели показателя инновационности проекта, являющегося действенным инструментом отбора проектов в портфель или программу, представляется целесообразным, поскольку все его составляющие доступны руководителю или проектному менеджеру уже на начальных стадиях, и позволяют получить комплексное представление о том или ином проекте.

Представленная в работе методика расчета, показателя инновационности и части его составляющих свидетельствует о практической значимости полученных результатов.

Литература

1. Рач В.А., Коляда О.П., Антонян Е.А.: Метод инвариантных показателей описания стратегий развития как инструмент формирования портфеля проектов. Управління проектами та розвиток виробництва: зб. наук. Праць. СНУ ім. В. Даля, Луганськ, 2009, № 2, с. 90÷101.
2. Морозов В.В., Осетрін К.М.: Розробка моделі формування портфеля будівельних проектних. Управління проектами стан та перспективи: матеріали міжнар, Миколаїв: НУК, 2009, с. 59÷60.
3. Бэгьюли Ф.: Управление проектами. ФАИР-ПРЕСС, 2002.
4. Рач В.А., Коляда О.П., Антонян Е.А.: Метод инвариантных показателей описания стратегий развития как инструмент формирования портфеля проектов. Управління проектами та розвиток виробництва: зб. наук. Праць. СНУ ім. В. Даля, Луганськ, 2009, № 2, с. 90÷101.
5. Малий В.В., Мазуркевич О.І., Молоканова В.М., Антоненко С.В.: Управління проектами: національні особливості. Дніпропетровськ: ІМА-прес, 2008.
6. Мазуркевич А.И.: Модель оценки качества. Управління проектами стан та перспективи: матеріали міжнар, Миколаїв: НУК, 2009, с. 127÷128.

СВЕРХТВЕРДЫЙ НАНОКОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ НАНОУГЛЕРОДА, АМОРФНОГО БОРА И ЖЕЛЕЗА

SUPERHARD NANOCOMPOSITE BASED ON NANOCARBON, AMORPHOUS BORON AND IRON

*Куис Д.В. *, Свидунович Н.А. *, Окатова Г.П. *, Раковец А.С. *,
Лежнев С.Н. ***

*Белорусский государственный технологический университет, кафедра материаловедения и технологии металлов, **Карагандинский государственный индустриальный университет, кафедра обработки металлов давлением

Abstract

Using method of thermobaric processing under the high pressure, the samples of very hard nano-crystalline composite for the articles of instrument designation were sintered on the basis of the nano-dispersed components of carbonboroniron system. New composite can be used for the products of instrument, abrasive designation, wear-resistant and construction materials. Analysis shows that best composition is with extracted fullerene soot, the temperature of sintering – $T_{sp} = 1200 \div 1250^{\circ}\text{C}$, time = 60÷90 s.

Введение

Изучение фазовых превращений в системе ультрадисперсных компонентов бор-углерод связано с перспективами синтеза методами нанотехнологии новой нанокерамики с уникальными физико-механическими свойствами, особенно с учетом того, что для бора интенсивная пластическая деформация однозначно связана с формированием в композитах наноструктурного состояния.

Цель работы – установление закономерностей фазообразования и разработка научных и прикладных основ получения в условиях высоких давлений и температур наноструктурированных композитов на основе С-В-Ме инструментального и абразивного назначения.

Результаты исследований и их анализ

На основании ранее выполненных исследований [1÷3] были проведены работы по получению образцов композитов на основе системы С-В-Fe методом термобарической обработки – спеканием под высоким давлением.

В качестве исходных компонентов использовались порошки:

– экстрагированная фуллереновая сажа (нанодисперсный углерод после исчерпывающей экстракции фуллеренов);

- 10% аморфный бор марки «А»;
- 10% микропорошок карбонильного железа.

Для определения оптимальных условий получения образцы спекались при постоянном давлении $P=4$ ГПа, в интервале температур $1100\div 1500^\circ\text{C}$ и времени спекания $30\div 140$ с.

Микроструктура образцов композита, исследованная в световом и сканирующем электронном микроскопах с проведением микро-рентгеноспектрального анализа, имеет сложное гетерофазное строение (рис. 1):

- углеродная фаза-основа, заполненная упрочняющими наночастицами карбидов и боридов Fe и карбоборидов (рис. 1 б, в);
- супертвердые частицы с "глобулярным" рельефом" (рис. 1а – по стр. 1);
- частицы карбида Fe (рис. 1а – по стр. 2) с переходным углеродным слоем на поверхности (рис. 2).

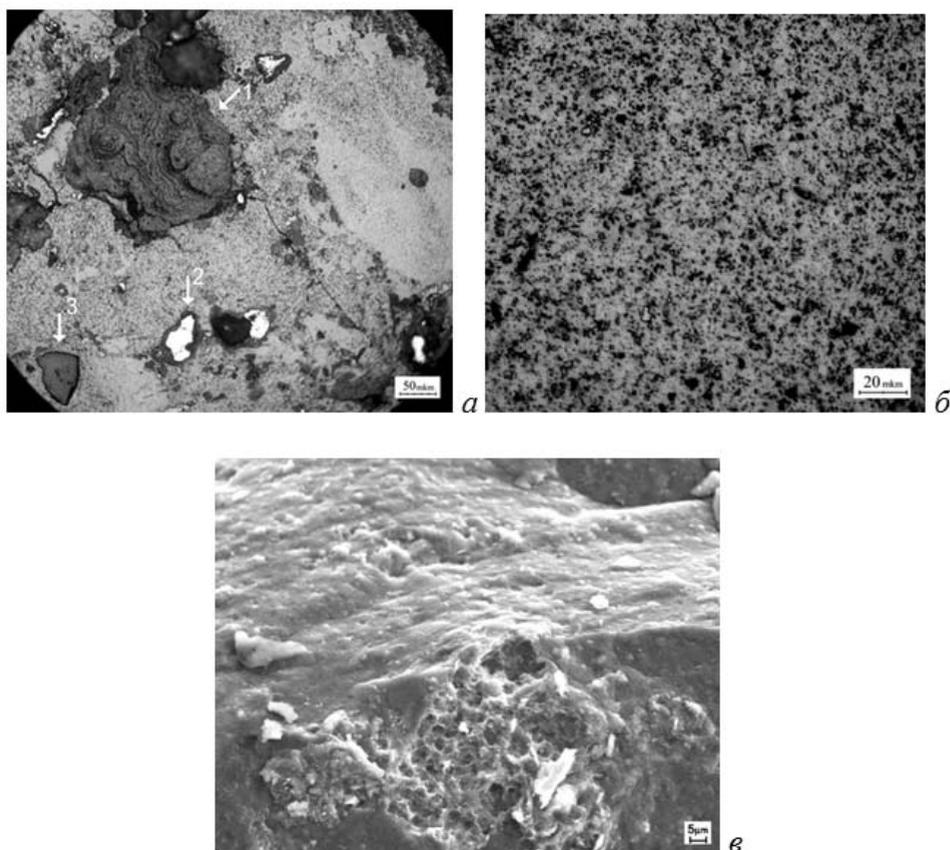


Рис. 1. Микроструктура образца на основе C-10%B-10%Fe:
а, б – СМ, $\times 50$, $\times 200$, в – Scan, $\times 60000$

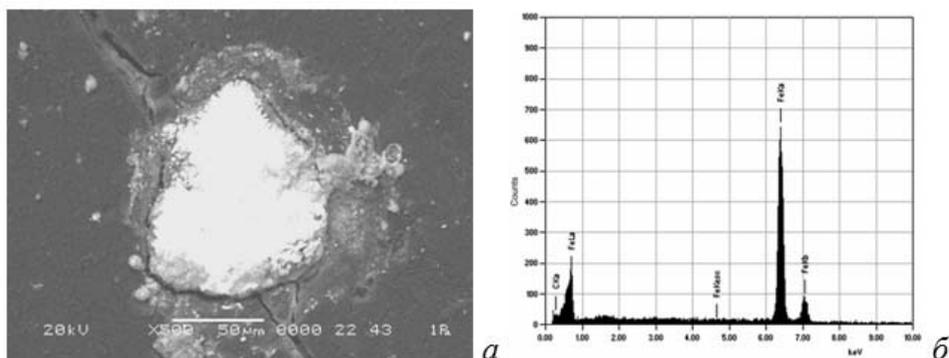


Рис. 2. Микроструктура (а) и результаты EDS анализа (б) – 3,88% С, 96,12% Fe частицы Fe-C с диффузионным Fe-C слоем

Микротвердость определялась при нагрузках 50÷500 г. Отпечатки индентора (рис. 3, по стр.) практически полностью восстановились, видны только слабые следы перекрестий от ребер пирамиды индентора +, без контуров квадрата отпечатка, отсутствуют радиальные трещины. Это указывает на высокую трещиностойкость и упругость полученных образцов углеродно-боридного композита, что хорошо согласуется с данными [4].

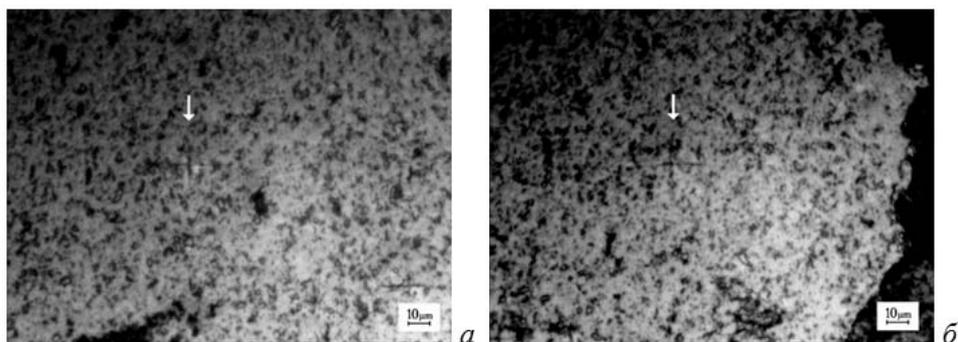


Рис. 3. Микроструктура фазы-основа с отпечатками индентора (по стр.) при нагрузке $P=300$ г, значения микротвердости:
а – $H\mu=85,51$ ГПа, б – $H\mu=89,13$ ГПа

По результатам анализа замеров микротвердости связующей "фазы-основы" лучшими являются образцы, полученные при температурах 1200, 1250°C и времени спекания 60 и 90 с: микротвердость включений супертвердых частиц находится на уровне алмаза, фазы-основы – в пределах 30,32÷90,58 ГПа, частиц на основе Fe-C – 9,42÷15,75 ГПа.

Сложный дифракционный профиль образцов нанокompозита 80%С+10%В+10%Fe в интервале углов $2\theta \approx 5\div 40^\circ$ содержит несколько наложенных рентгеновских линий с широкими, размытыми пиками – "аморфные гало" (рис. 4а, синглеты 2÷4).

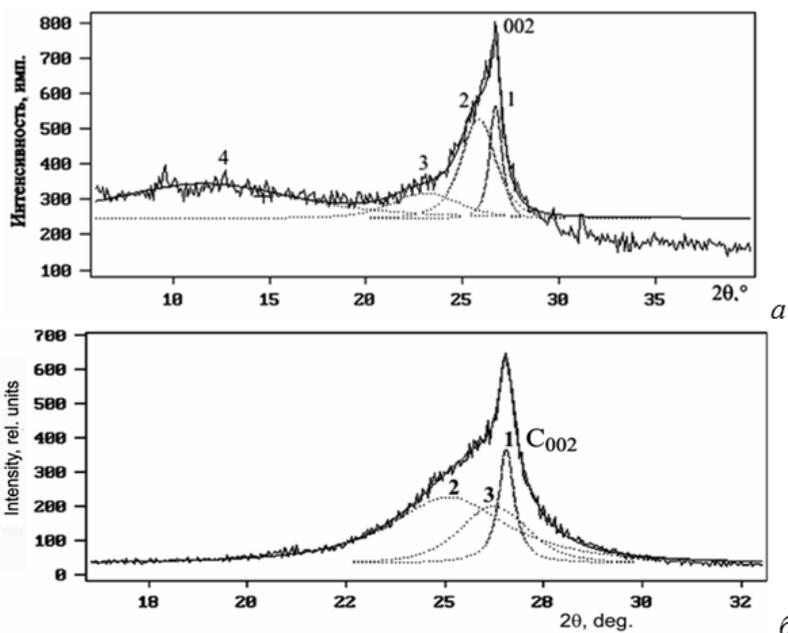


Рис. 4. Дифрактограммы образца на основе C-10%B-10%Fe с разложением на синглеты 1, 2, 3, 4 (а) и образца на основе C-10%Fe – 1,2, 3 (б)

Пик синглета 1 – линия (002) графита соответствует нанокристаллическому состоянию – размер кристаллитов $6,0 \div 11,9$ нм (таблица); наименьший размер кристаллитов – $6,0 \div 6,3$ нм имеют образцы, полученные при температурах 1200, 1250°C и времени спекания 60 и 90 с. Размер кристаллитов, рассчитанный по синглетам 2÷3 – размытых "аморфных гало" $1,1 \div 4,2$ нм, для кристаллитов с ОКР до 2,0 нм это аморфное состояние. Дифракционный профиль нанокompозита с бором содержит дополнительное "аморфное гало" – синглет 4 "боридный" (рис. 4а), который отсутствует (рис. 4б) в композите без бора. Размер кристаллитов синглета 4 – $0,5 \div 1,1$ нм, аморфное состояние.

Таблица

Результаты определения размера кристаллитов композита C-10%B-10%Fe

Выделенные синглеты наложенных линий	ОКР, nm при температуре спекания °C				
	1100	1200	1250	1300	1500
Синглет -1 (002)	8,70	6,00	6,30	8,30	11,90
Синглет -2	3,00	2,30	2,50	3,60	4,20
Синглет -3	2,20	1,30	1,10	2,60	3,20
Синглет -4 (боридный)	0,70	0,50	0,60	0,80	1,10

Полученный композит является суперлегким, удельный вес составляет $2,13 \div 2,168 \text{ г/см}^3$.

Выводы

Методом высокоэнергетической консолидации получен изотропно высокотвердый углерод-бор-железный аморфнонанокристаллический композиционный материал с высокой трещиностойкостью и упругостью, имеющий аморфную углеродную основу, заполненную упрочняющими ее кристаллитами карбидов и боридов Fe и карбоборидов различной степени дисперсности, включения распределенных в основе супертвердых частиц углеродной фазы и частиц на основе Fe-C с упрочняющим диффузионным слоем на поверхности.

В лучших образцах композита микротвердость аморфной углеродной фазы-основы в пределах $30,32 \div 90,58 \text{ ГПа}$, включений супертвердых частиц – на уровне алмаза, частиц на основе Fe-C – $9,42 \div 15,75 \text{ ГПа}$.

Композит суперлегкий – удельный вес $2,13 \div 2,168 \text{ г/см}^3$.

Полученный композит по структурному состоянию, изотропности, твердости, трещиностойкости, низкой плотности может иметь широкое применение как инструментальный, абразивный, износостойкий и конструкционный материал.

Литература

1. Окатова Г.П., Свидуневич Н.А., Куис Д.В., Урбанович В.С., Ойченко В.М., Корженевский А.П.: Структура и свойства нанокompозита на основе железа и нанодисперсного углерода. Химия и химическая технология, 2010, 53 (10), с. 90–99.
2. Куис Д.В., Урбанович В.С., Окатова Г.П., Свидуневич Н.А., Ойченко В.М.: Влияние бора на микроструктуру и свойства сверхтвердого композита на основе наноуглерода с добавкой железа, спеченного при высоком давлении. Материалы V Международной научной конференции. Наноструктурные материалы – 2016: Беларусь – Россия – Украина НАНО – 2016. Минск, 22–25 ноября 2016 г., «Издательский дом «Беларуская навука», с. 383–386.
3. Урбанович В.С., Куис Д.В., Окатова Г.П., Ойченко В.М., Баран Л.В.: Влияние условий термобарической обработки наноуглерода под высоким давлением на образование и тонкую структуру сверхтвердой фазы. Сб. тез. докл. 8-ой Междунар. конф. «Углерод: фундаментальные проблемы науки, материаловедение, технология», Изд-во Тривант. 2012, с. 500–510.
4. Черногорова О.П., Дроздова и др.: Структура и свойства сверхупругих и твердых углеродных частиц, армирующих износостойкие композиционные материалы, полученные из смеси порошков железа и фуллеренов под давлением. Российские нанотехнологии. Статьи, 2008, Т. 3, № 5–6, с. 4. 150–157, www.NANORF.ru.

ВЛИЯНИЕ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА КОЭФФИЦИЕНТ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТОВ ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ZnNi/SiO₂

THE INFLUENCE OF THE X-RAY IRRADIATION ON THE COEFFICIENT OF SURFACE TENSION OF ELECTROLYTES USED FOR THE DEPOSITION OF PROTECTIVE COMPOSITE ZnNi/SiO₂

*Валько Н. Г. *, Парафинюк Д. А. *, Касперович А.В. **, Куис Д.В. ***

*Гродненский государственный университет им. Я.Купалы, ** Белорусский государственный технологический университет

Abstract

The results of the study of the influence the of X-ray irradiation on the surface tension electrolytes used for the deposition of protective composite ZnNi/SiO₂ coatings effected on it are presented in the work. It was observed the dependences of the surface tension from the concentration of SiO₂nanoparticles (7÷15 nm) in solution and from irradiation.

Композиционные электролитические покрытия (КЭП) на основе цинка с наночастицами SiO₂ широко используются в промышленности как защитные слои. Однако получение КЭП на основе цинка и металлов семейства железа из электролитов несколько затруднено вследствие образования и адсорбации в процессе электроосаждения на поверхности катода труднорастворимой пленки из продуктов промежуточного восстановления металла, ингибирующей включение частиц второй фазы. Одним из способов, препятствующих адсорбции на поверхности подложки оксидных и гидроксидных пленок, является метод воздействия рентгеновского излучения на электрохимическую систему в процессе осаждения покрытий [1÷2]. Это значительно облегчает разряд ионов металла на подложке. Следует также учитывать, что радиационно-химические превращения, протекающие в электролитах под облучением, приводят к изменению микроструктуры получаемых осадков, что может служить причиной модификации их эксплуатационных свойств. Поэтому актуальным является исследование влияния внешних факторов на свойства электролитов. Основной задачей, решаемой в данной работе, являлось выявление зависимостей коэффициента поверхностного натяжения (КПН) электролитов, используемых для электролитического осаждения защитных композиционных покрытий от времени, прошедшего после облучения растворов. С этой целью электролиты облучались рентгеновским излучением, которое генерировалось рентгеновской трубкой с напряжением

50 кВ и током 15 мА. Экспозиционная доза рентгеновского излучения варьировалась посредством изменением времени облучения. Исследования проводились при температуре термостатирования 25°C. В качестве объектов исследования были выбраны сульфатные слабокислые электролиты для осаждения покрытий ZnNi, а также для осаждения композиционных покрытий ZnNi/SiO₂ с концентрацией наночастиц в электролите, равной 0,05 г/дм³ и 0,1 г/дм³.

Как показано на рисунках 1÷3, КПН для осаждения покрытий ZnNi снижается при добавлении в электролит частиц твердой фазы.

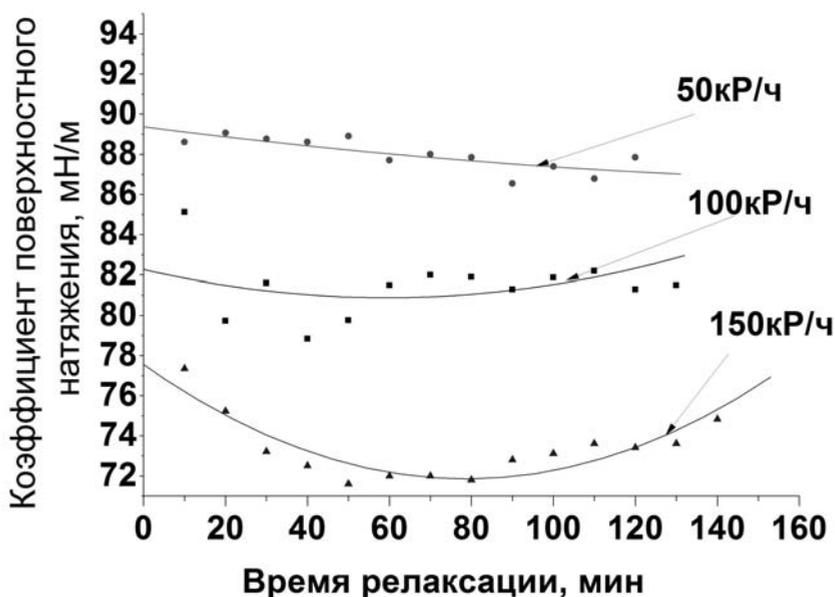


Рис. 1. Зависимости коэффициента поверхностного натяжения электролита ZnNi, от времени прошедшего после облучения рентгеновским излучением с различной мощностью экспозиционной дозы

Обнаружено, что с увеличением концентрации наночастиц в электролите коэффициент поверхностного натяжения сульфатных электролитов уменьшается.

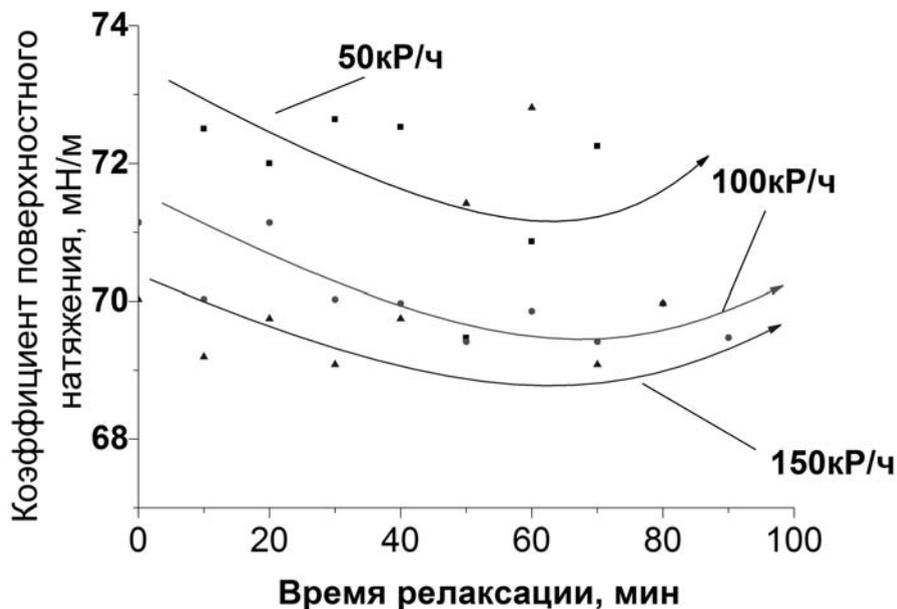


Рис. 2. Зависимость коэффициента поверхностного натяжения электролита ZnNi с концентрацией наночастиц, равной $0,1 \text{ г/дм}^3$, от времени прошедшего после облучения рентгеновским излучением с различной мощностью экспозиционной дозы

Показано, что зависимости коэффициента поверхностного натяжения от времени, прошедшего после облучения, имеют нелинейный характер: с увеличением времени после облучения коэффициент поверхностного натяжения исследуемого электролита сначала уменьшается, потом возрастает практически до исходного значения. В момент наблюдения за электролитами, предварительно облученными на рентгеновской установке, в течение времени, прошедшего после облучения, были обнаружены минимальные и максимальные значения коэффициента поверхностного натяжения электролитов. Так для электролита ZnNi, предварительно облученного на рентгеновской установке, время, за которое КРН достигает минимального значения в течение времени, прошедшего после облучения рентгеновским излучением, находится в пределах $50 \div 70$ минут.

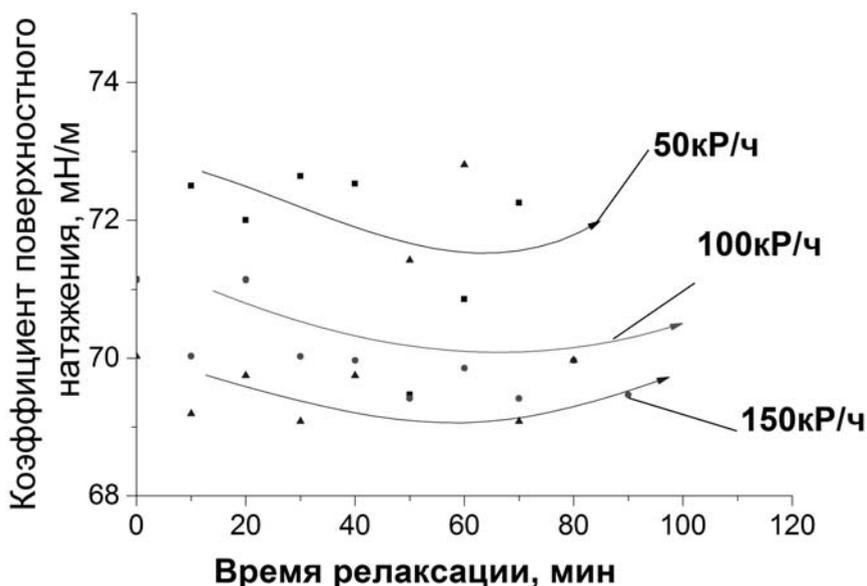


Рис. 3. Зависимости коэффициента поверхностного натяжения электролита ZnNi с концентрацией наночастиц, равной $0,05 \text{ г/дм}^3$, от времени прошедшего после облучения рентгеновским излучением с различной мощностью экспозиционной дозы

При добавлении в электролит ZnNi наночастиц SiO_2 ($0,05 \text{ г/л}$) пределы времени, за которое КПН достигает минимального значения в период релаксации, в среднем составляет 60 минут.

Таким образом, обнаружены зависимости КПН исследуемых электролитов от концентрации наночастиц SiO_2 ($7\div 15 \text{ нм}$) в растворе. Установлено, что с увеличением концентрации наночастиц в электролите КПН уменьшаются. Выявлены зависимости КПН исследуемых электролитов от экспозиционной дозы облучения, а также от времени, которое прошло после их облучения рентгеновским излучением.

Литература

1. Пикаев А.К.: Современная радиационная химия. Радиолит газы и жидкостей, М.: Наука, 1986.
2. Valko N.: Electrodeposition of zinc alloys in the presence of x-ray radiation field. Известия Вузов, Физика, Т. 57, № 12, с. 87.

CHARAKTERYSTYKA WYBRANYCH ZWIĄZKÓW ZAWIERAJĄCYCH WODÓR

THE CHARACTERISTICS OF SELECTED HYDROGEN COMPOUNDS

Woźniak A., Szewczyk K.A., Duda A.M., Drzazga E.A.

Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, Instytut Fizyki

Abstract

In the paper the properties of the hydrogen compounds have been discussed. In particular, it has been focused on the latest discoveries in this field.

Hydrogen compounds were taken, because on the rapid evolution research of hydrogen.

Wstęp

Badania nad stanem nadprzewodzącym w wodorze trwają od wielu lat. Wodór w warunkach normalnego ciśnienia jest gazem. W 1935 roku Wigner i Huntington przewidzieli, że wodór pod ciśnieniem $p = 25$ GPa mógłby posiadać właściwości metaliczne [1], późniejsze badania wykazały metalizację ciekłego wodoru tuż powyżej $p = 140$ GPa [2]. Najnowsze doświadczenie z 2016 roku wykazało metaliczny wodór pod ciśnieniem $p = 495$ GPa [3]. Natomiast w 1968 roku Ashcroft przewidział, że może on być nadprzewodnikiem w temperaturze pokojowej [4]. Należy zaznaczyć, że H_2 pod ciśnieniem $p = 414$ GPa wykazuje anizotropowe właściwości [5].

Obliczenia *ab initio* wykazały, że pod ciśnieniem około $p = 400$ GPa następuje metalizacja molekularnego H_2 [4, 6]. Z kolei powyżej ciśnienia $p = 500$ GPa metaliczny molekularny wodór ulega dysocjacji do fazy atomowej [7].

Istnieją także przewidywania dla ekstremalnie wysokich ciśnień, z zakresu 1–3,5 TPa, gdzie temperatura krytyczna może osiągnąć nawet 600 K [8–12]. Otrzymane wyniki dają anomalnie wysokie wartości, ponadto do ich obliczeń przyjęto niskie wartości pseudopotencjału kulombowskiego μ^* . Co istotne, prace nie prezentują wyników dla przedziału od 1500 GPa do 2500 GPa [13].

Wodór stworzył też nadzieję na uzyskanie T_C w temperaturze pokojowej z dwóch powodów: po pierwsze, struktura krystaliczna wodoru zbudowana jest z atomów o małych masach jąder, przez co, częstość Debye'a ($\omega_0 \approx 1/\sqrt{m_p}$, gdzie m_p – masa pojedynczego protonu) przyjmuje dość wysokie wartości; po drugie, w wodorze nie ma elektronów na wewnętrznych powłokach, co skutkuje silnym sprzężeniem elektron-fonon.

Ze względu na trudność w uzyskaniu wysokich ciśnień zaczęto badać właściwości wodoru w związkach z innymi pierwiastkami. Zasugerowano, że

wodór może wpłynąć na uzyskanie wysokiej temperatury krytycznej w danym układzie. Na początku eksperymentalne wartości T_C zbadano w związku SiH_4 (17 K) oraz $BaReH_9$ ($T_C \sim 7$ K), jednakże bez wątplenia największym przełomem w badaniach nad stanem nadprzewodzącym było odkrycie związków H_2S i H_3S ($T_C = 203$ K, $p = 155$ GPa) [14, 15]. Po odkryciach w 2014 roku nastąpiła seria badań nad różnymi związkami tego typu. Okazało się, że wiele układów wykazuje dość dobre właściwości nadprzewodzące, w tym również pod działaniem wysokiego ciśnienia.

Charakterystyka związków wodorowanych

W prezentowanej pracy zwrócono uwagę na związki rodzaju $X-H$. Wodór może tworzyć stabilne związki z pierwiastkami należącymi m.in. do grupy azotowców, w skład której należą bizmut, potas, antymon oraz arsen. Znane są badania nad stanem nadprzewodzącym w związkach takich jak BiH_3 , SbH_3 oraz AsH_3 . Jak można się spodziewać, wykazują one podobne właściwości termodynamiczne. W wymienionych układach uzyskano duże wartości temperatury krytycznej pod działaniem wysokiego ciśnienia odpowiednio: 100 K ($p = 200$ GPa), 102 K ($p = 200$ GPa) i 141 K ($p = 350$ GPa) [16, 17].

W przypadku KH_6 faza nadprzewodząca jest stabilna od około 166 GPa do około 300 GPa. Obliczenia teoretyczne przeprowadzone dla trzech wybranych wartości ciśnienia (166 GPa, 230 GPa i 300 GPa) pozwoliły stwierdzić iż, następuje spadek wartości obliczonych właściwości termodynamicznych wraz ze wzrostem ciśnienia. Fakt ten można śledzić na przykładzie krytycznej wartości temperatury, która spada z 72,91 K do 55,50 K, przy wzroście ciśnienia do 300 GPa.

Z kolei obliczenia teoretyczne dla PtH pod ciśnieniem 100 GPa pozwoliły uzyskać wyniki zgodne z wynikami eksperymentalnymi. Uzyskana krytyczna temperatura ($T_C \in \{12,94$ K, $20,01$ K}) zgadza się z doświadczalną wartością T_C dla SiH_4 , którą można również przypisać dla PtH .

Interesujące wyniki otrzymano w pracy [18] dla związku PH_3 , gdzie zaobserwowano wzrost temperatury krytycznej do 103 K przy $p = 207$ GPa. Kolejną rodziną pierwiastków, z którymi wodór tworzy nadprzewodzące związki są chalkogeny, do której należą np. siarka, selen oraz telur. W pracach [19÷21] zostały przebadane właściwości związków H_2S , HSe czy HTe .

Dla związków wodoru z telurem otrzymano następujące wartości temperatur krytycznych w zależności od przyłożonego ciśnienia [19]:

- dla H_4Te od 104, 5 K do 67,7 K dla ciśnień od 170 GPa do 300 GPa,
- dla H_5Te_2 , 58 K oraz 28,3 K dla ciśnień 200 GPa oraz 300 GPa,
- dla HTe , 28,3 K oraz 18,7 K dla 150 GPa oraz 200 GPa.

Ponadto w pracy [22] zbadano w ramach formalizmu równań Eliashberga właściwości sprężonego MgH_6 , który może być bardzo dobrym kandydatem wykazującym właściwości nadprzewodzące w temperaturze pokojowej. Dotyczy

to zwłaszcza zakresu ciśnienia od 300 GPa do 400 GPa, gdzie temperatura przejścia wynosi blisko 400 K.

Ponadto w tabeli 1 przedstawiono wartości temperatur krytycznych uzyskanych dla innych związków zawierających wodór przed rokiem 2014 jak i po roku 2014 oraz kilka wybranych wartości teoretycznych T_C dla czystego wodoru. Występujący w tabeli symbol λ oznacza stałą sprężenia elektron–fonon.

Tabela 1.

Wartości temperatury krytycznej dla wybranej grupy materiałów

Material	Ciśnienie, GPa	λ	μ^*	TC, K	Ref.
B₂H₆	360	1,32	0,1	147	[23]
			0,2	110,1	
			0,3	87	
SiH₄(H₂)₂	250	1,61	0,1	129,8	[24]
			0,2	100,1	
			0,3	81,4	
SiH₄	250	0,91	0,1	51,7	[25]
			0,3	20,62	
Si₂H₆	275	1,4	0,1	173,4	[26]
			0,2	129,3	
			0,3	100	
NbH₄	300	0,82	0,1	49,57	[27]
GeH₄(H₂)₂	250	1,45	0,1	128,5	[28]
			0,2	92,7	
			0,3	69,9	
wodór	428	1,2	0,08	179	[29]
			0,15	141	
wodór	539	2,03	0,1	360	[30]
wodór	802	1,7	0,1	332,7	[31]
			0,2	259,4	
wodór	3500	2,01	0,1	447,2	[32]
			0,2	365,2	
			0,3	312,1	

Dla związków zawierających wodór przewidywania teoretyczne również sugerują bardzo wysokie wartości temperatury krytycznej, tyle, że przy znacznie niższych wartościach ciśnienia niż w przypadku czystego wodoru. Wynika to z dodatkowej kompresji chemicznej wodoru, która jest wywołana przez sieć krystaliczną cięższych pierwiastków.

Literatura

1. Wigner E., Huntington H. B.: On the Possibility of a Metallic Modification of Hydrogen. *The Journal of Chemical Physics*, Vol. 3, 1935, p. 764.
2. Weir S.T., Mitchell A.C., Nellis W.J.: Metallization of Fluid Molecular Hydrogen at 140 GPa (1.4 Mbar). *Physical Review Letters*, Vol. 76, 1996, p.1860.
3. Dias R.P., Silvera I.F.: Observation of the Wigner-Huntington transition to metallic hydrogen. *Science*, Vol. 355, 2017, p. 715.
4. Ashcroft N.W.: Metallic Hydrogen: A High-Temperature Superconductor? *Physical Review Letters*, Vol. 21, 1968, p. 1748.
5. Szczęśniak R., Drzazga E.A.: Multigap superconducting state in molecular metallic hydrogen. *Solid State Sciences*, Vol. 19, 2013, p. 167.
6. Stadele M., Martin R.M.: Metallization of Molecular Hydrogen: Predictions from Exact-Exchange Calculations. *Physical Review Letters*, Vol. 84, 2000, p. 6070.
7. Cudazzo P., Profeta G., Sanna A., Floris A., Continenza A., Massidda S., Gross E.K.U.: Ab Initio Description of High-Temperature Superconductivity in Dense Molecular Hydrogen. *Physical Review Letters*, Vol. 100, 2008, p. 257001.
8. Maksimov E.G., Savrasov D.Y.: Lattice stability and superconductivity of the metallic hydrogen at high pressure. *Solid State Communications*, Vol. 119, 2001, p. 569.
9. Szczęśniak R., Jarosik M.W.: The superconducting state in metallic hydrogen under pressure at 2000 GPa. *Solid State Communications*, Vol. 149, 2009, p. 2053.
10. Szczęśniak R., Duda A.M., Drzazga E.A.: Final state of thermal evolution of Jupiter-type planet. *Physica C*, Vol. 501, 2014, p. 7.
11. McMahon J.M., Ceperley D.M.: High-temperature superconductivity in atomic metallic hydrogen. *Physical Review B*, Vol. 84, 2011, p. 144515.
12. McMahon J.M., Ceperley D.M.: Ground-State Structures of Atomic Metallic Hydrogen. *Physical Review Letters*, Vol. 106, 2011, p. 165302.
13. McMahon J.M., Ceperley D.M.: Erratum: High-temperature superconductivity in atomic metallic hydrogen. *Physical Review B*, Vol. 85, 2011, p. 219902.
14. Drozdov A.P., Erements M.I., Troyan I.A.: Conventional superconductivity at 190 K at high pressures. arXiv: 1412.0460, 2014.
15. Drozdov A.P., Erements M.I., Troyan I.A., Ksenofontov V., Shylin S.I.: Conventional superconductivity at 203 kelvin at high pressures in the sulfur hydride system. *Nature*, Vol. 525, 2015, p. 73.
16. Flores-Livas J.A., Amsler M., Heil C., Sanna A., Boeri L., Profeta G., Wolverton C., Goedecker S., Gross E.K.U.: Superconductivity in metastable phases of phosphorus-hydride compounds under high pressure. *Physical Review B*, Vol. 93, 2016, p. 020508(R).
17. Fu Y., Du X., Zhan L., Peng F., Zhang M., Pickard C.J., Needs R.J., Singh D.J., Zheng W., Ma Y.: High-Pressure Phase Stability and Superconductivity of Pnictogen Hydrides and Chemical Trends for Compressed Hydrides. *Chemistry of Materials*, Vol. 28, 2016, p. 1746.
18. Drozdov A.P., Erements M.I., Troyan I.A.: Superconductivity above 100 K in PH₃ at high pressures. arXiv: 1508.06224, 2015.
19. Zhong X., Wang H., Zhang J., Liu H., Zhang S., Song H.F., Yang G., Zhang L., Ma Y.: Tellurium Hydrides at High Pressures: High-Temperature Superconductors. *Physical Review Letters*, Vol. 116, 2016, p. 057002.
20. Nicol E.J., Carbotte J.P.: Comparison of pressurized sulfur hydride with conventional superconductors. *Physical Review B*, Vol. 91, 2015, p. 220507(R).
21. Errea I., Calandra M., Pickard C. J., Nelson J., Needs R.J., Li Y., Liu H., Zhang Y., Ma Y., Mauri F., *Physical Review Letters*, Vol. 114, 2015, p. 157004.
22. Szczęśniak R., Durajski A.P.: Superconductivity well above room temperature in compressed MgH₆. *Frontiers of Physics*, Vol. 11, 2016, p. 117406.
23. Szczęśniak R., Drzazga E. A., Duda A. M.: The superconducting state in the B₂H₆ compound at 360 GPa. *Solid State Communications*, Vol. 166, 2013, p. 50.

24. Durajski A.P.: Study of thermodynamic properties of $\text{SiH}_4(\text{H}_2)_2$ superconductor under high pressure. *Physica C*, Vol. 485, 2013, p. 145.
25. Szcześniak R., Durajski A.P.: The high-pressure superconductivity in SiH_4 : The strong-coupling approach. *Solid State Communications*, Vol. 172, 2013, p. 5.
26. Szcześniak R., Durajski A.P.: The characterization of high-pressure superconducting state in Si_2H_6 compound: The strong-coupling description. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, Vol. 74, 2013, p. 641.
27. Durajski A.P.: Phonon-mediated superconductivity in compressed NbH_4 compound. *European Physical Journal B*, Vol. 87, 2014, p. 210.
28. Szcześniak R., Szcześniak D., Durajski A.P.: Thermodynamics of the superconducting phase in compressed $\text{GeH}_4(\text{H}_2)_2$. *Solid State Communications*, Vol. 184, 2014, p. 6.
29. Szcześniak R., Jarosik M.W.: Strong-Coupling Description of the High-Temperature Superconductivity in the Molecular Hydrogen. *Acta Physica Polonica A*, Vol. 121, p. 841.
30. Szcześniak R., Szcześniak D., Drzazga E.A.: Superconducting state in the atomic metallic hydrogen just above the pressure of the molecular dissociation. *Solid State Communications*, Vol. 152, 2012, p. 2023.
31. Durajski A.P., Szcześniak R., Duda A.M.: High temperature superconducting properties of atomic hydrogen at 802 GPa. *Solid State Communications*, Vol. 195, 2014, p. 55.
32. Duda A.M., Szcześniak R., Sowińska M.A., Kosiacka A.H.: High-pressure superconducting state in hydrogen. *Solid State Communications*, Vol. 244, 2016, p. 1.

MODELOWANIE PRACY UKŁADU AUTOMATYCZNEJ REGULACJI POŁOŻENIA ŚRUB NASTAWCZYCH GÓRNEGO WALCA LABORATORYJNEJ WALCARKI DUO 300

MODELING OF OPERATION OF THE UPPER ROLL'S ADJUSTING SCREWS SYSTEM OF THE LABORATORY TWO-HIGH ROLLING MILL DUO 300

Garstka T., Knapieński M.

Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii
Materiałów, Instytut Przeróbki Plastycznej I Inżynierii Bezpieczeństwa

Abstract

In this paper, modeling of the electro mechanic part of the rolls gap adjustment system in laboratory two-high DUO300 rolling mill was presented. The principles of operation of this system, structure of the numerical model as well as the results of simulation for real parameters were shown. During this study, Xcos module – part of the SciLab software, predicted for the dynamic system analysis was used.

Wstęp

Zmodernizowany system nastawy szczeliny walcowniczej walcarki laboratoryjnej DUO-300 [1], składa się z dwóch niezależnych układów regulacji położenia śrub nastawczych (tzw. dociskowych) ustalających pozycję górnego walca oraz hydraulicznego układu jego wyważania [2÷4]. Ich pracą i współdziałaniem sterują dwa sterowniki PLC z zaimplementowanym autorskim algorytmem regulacji nastawy [5]. Podczas prac uruchomieniowych, parametry czasowe algorytmu jak i nastawy napędów zostały dobrane empirycznie. W toku dalszych prac i badań, niezbędnym stała się ich optymalizacja w celu skrócenia czasu nastawy szczeliny walcowniczej przy zachowaniu wymaganej jej dokładności. Aby umożliwić testowanie różnorodnych konfiguracji parametrów, koniecznym było zbudowanie komputerowego modelu odwzorowującego rzeczywisty system nastawy szczeliny walcowniczej. W tym celu wykorzystano moduł do modelowania układów dynamicznych *XCos*, wchodzący w skład pakietu *SciLab* przeznaczonego do numerycznych obliczeń naukowych [6]. W sensie funkcjonalnym stanowi on odpowiednik oprogramowania *Matlab/Simulink*.

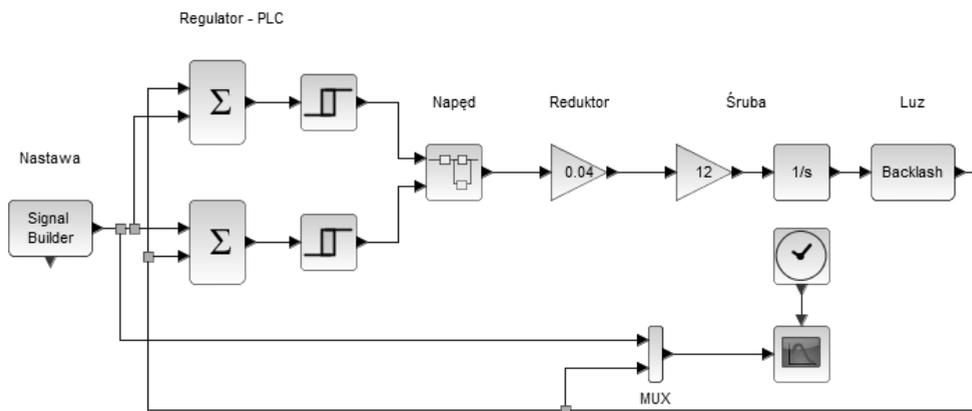
W niniejszej pracy, ze względu na złożoność działania systemu nastawy szczeliny walcowniczej jako całości, skupiono się tylko na prezentacji modelu pojedynczego, wyodrębnionego, układu elektromechanicznej regulacji położenia jednej ze śrub dociskowych oraz przedstawiono przykładowe wyniki symulacji jego pracy dla wybranych parametrów.

1. Budowa elektromechaniczna układu regulacji położenia śruby nastawczej

W sensie funkcjonalnym, analizowany układ regulacji jest klasycznym serwomechanizmem z regulatorem trójpołożeniowym. Każda śruba nastawcza napędzana jest indywidualnie motoreduktorem, składającym się z silnika indukcyjnego o mocy 0,75 kW i nominalnej prędkości obrotowej 1365 obr/min oraz przekładni ślimakowej o przełożeniu 1:25. Silnik zasilany jest poprzez przemiennik częstotliwości z rodziny ACS355 ze sterowaniem wektorowym prędkością obrotową i momentem [7]. Trzpień śruby dociskowej osadzony jest przelotowo i suwliwie w piaście ślimacznicy reduktora, a moment obrotowy przenoszony jest poprzez klin. Ruch postępowy śruby wymusza nagwintowana tuleja o skoku 12 mm, osadzona w górnej płycie klatki. Położenie końców śrub wyznacza punkty oporu, do których dociskane są poprzez czujniki siły walcowania, obudowy łożysk górnego walca podnoszone przez układ hydrauliczny. Pomiar położenia śruby, determinujący wartość nastawy szczeliny walcowniczej, odbywa się za pomocą czujnika potencjometrycznego o zakresie 100 mm [2]. Rolę regulatora spełnia sterownik PLC firmy Unitronics, typu VISION V560, w którym zaimplementowano w języku drabinkowym algorytm regulacji [5].

2. Struktura modelu układu regulacji położenia

Struktura modelu układu automatycznej regulacji położenia śruby nastawczej, utworzonego w środowisku XCos, przedstawiona została na rys. 1.



Rys. 1. Model układu automatycznej regulacji położenia śruby nastawczej

Regulator trójstawny, realizujący algorytm odpowiadający strukturze zaimplementowanej w sterowniku PLC, zamodelowany został za pomocą dwóch bloków sumacyjnych porównujących wartość wielkości regulowanej (położenia końca śruby) z wartością zadaną (nastawą) oraz dwóch bloków histerezy, określających szerokość strefy nieczułości. Sygnały z obu kanałów regulatora, sterują bezpośrednio tzw. super blokiem, modelującym zintegrowany napęd,

w skład którego wchodzi silnik wraz z przemiennikiem częstotliwości. W jego strukturze znajdują się człony wzmacniające określające kierunek i liczbę obrotów silnika na sekundę oraz człon inercyjny I rzędu wraz blokiem *Deadband*, które modelują z przybliżeniem fazę rozruchu i zatrzymania się napędu po rampie prędkości.

Ponieważ prędkość silnika jest z dużą dokładnością kontrolowana przez przemiennik częstotliwości, w modelu nie było potrzeby odwzorowywać parametrów związanych z momentem bezwładności całego łańcucha kinematycznego.

W dalszej kolejności, sygnał w postaci zmian prędkości obrotowej przekazywany jest do członu proporcjonalnego, modelującego przełożenie przekładni motoreduktora. Śruba nastawcza modelowana jest za pomocą członu proporcjonalnego o wzmocnieniu odpowiadającym jej skokowi oraz całkującego. Łuzy istniejące w całym układzie, reprezentuje blok *Backlash*.

W trakcie budowy modelu, zrezygnowano z odwzorowywania w nim elementu pomiarowego (przyjmując go jako liniowy) oraz bloku reprezentującego opóźnienie czasowe związane z cyklem pracy sterownika ze względu, iż jest ono wielokrotnie mniejsze od czasu rozruchu i hamowania silnika. Również w celu uproszczenia, w prezentowanym modelu, pominięto elementy ograniczające zakres nastaw w postaci wyłączników krańcowych i programowych oraz wstrzymujące proces nastawy w momentach kolizji śrub nastawczych z opuszczanym przez układ hydrauliczny zespołem górnego walca [2, 5].

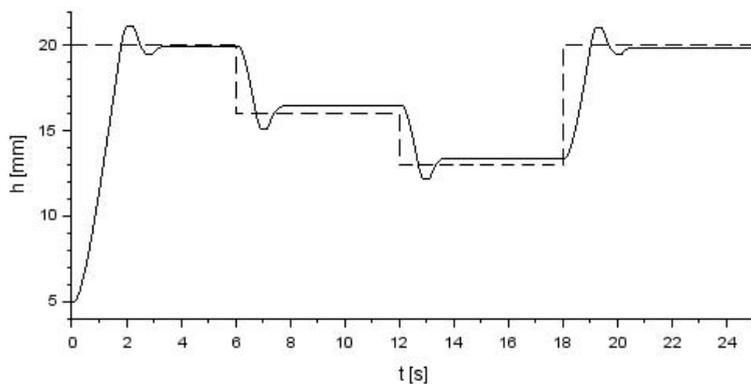
3. Wyniki badań

Przykładowe wyniki modelowania pracy układu automatycznej regulacji nastawy śrub dociskowych, dla różnych parametrów jego pracy przedstawiono na rys. 2÷4. Do przeprowadzenia symulacji wykorzystano zastosowano standardowy solver *SUNDIALS/CVODE BDF Newton*. W trakcie badań, przy ocenie jakości regulacji zrezygnowano z klasycznego podejścia w postaci analizy odpowiedzi układu na skok jednostkowy, na rzecz obserwacji złożonej odpowiedzi na wymuszenie w postaci sygnału schodkowego o poziomach odpowiadających nastawom szczeliny w kolejnych przepustach. Sygnał ten był zadawany za pomocą bloku *Signal Builder* a jego przebieg (20→16→13→20mm) na wykresach zaznaczono linią przerywaną. Wysokość początkowa szczeliny wynosiła $h = 5\text{mm}$.

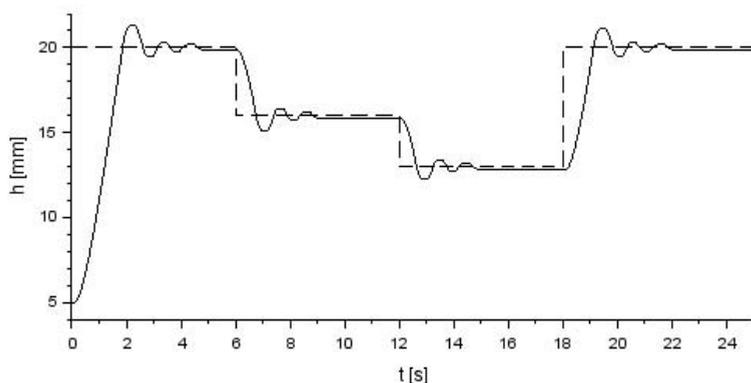
W pierwszym modelowanym przypadku (rys. 2), szerokość histerezy regulatora wynosiła $\Delta h = \pm 0,5\text{ mm}$, a prędkość obrotowa silnika n_s równa była 90% nominalnej n_n , co odpowiadało rzeczywistym warunkom pracy układu regulacji wysokości szczeliny. Uzyskane wyniki symulacji pokrywają się z obserwacją funkcjonowania rzeczywistego układu w analizowanej walcierce, podczas której pracy, przy zmianie pozycji śrub dociskowych obserwuje się zazwyczaj pojedyncze przeregulowanie.

W dalszej kolejności, pokazano wyniki symulacji (rys. 3) dla sztucznie zawyżonej dokładności regulacji wysokości nastawy, $\Delta h = \pm 0,2\text{ mm}$. Dla tego przypadku, układ ma tendencje do wpadania w oscylacje, a niewielka zmiana

parametrów (np. zwiększenie wzmocnienia prędkościowego układu) powoduje, iż stają się one niegasnące, uniemożliwiając zakończenie nastawy.



Rys. 2. Przebieg symulacji regulacji położenia śruby nastawczej dla rzeczywistych warunków pracy

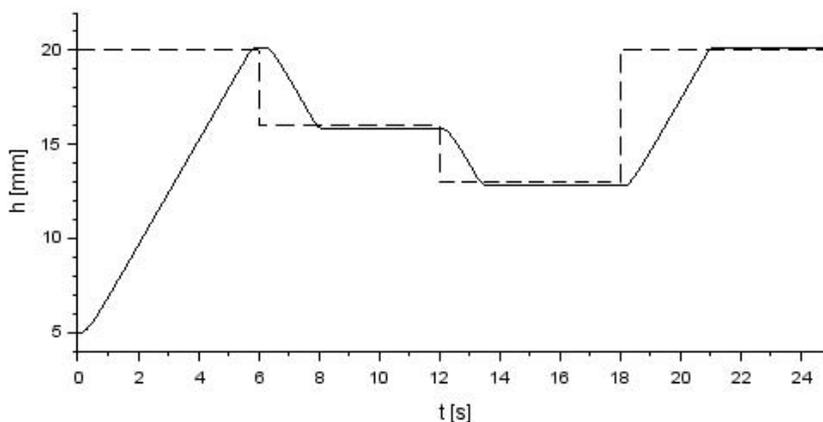


Rys. 3. Przebieg symulacji regulacji położenia śruby nastawczej przy zwiększonej dokładności

Ostatni z prezentowanych przypadków (rys. 4), przedstawia sytuację podczas której regulacja wysokości szczeliny dla założonej wcześniej dokładności ($\Delta h = \pm 0,2 \text{ mm}$) przebiega bez oscylacji i przeregulowań. W tym celu zmniejszono znacznie wzmocnienie prędkościowe układu, poprzez obniżenie prędkości obrotowej silnika do 30% wartości znamionowej.

Ilościowe dane dotyczące przebiegu procesu regulacji w analizowanych przypadkach zestawiono w tabeli 1. Najważniejszym parametrem z punktu widzenia procesu walcowania nawrotnego jest czas regulacji t_r , przyjęty jako czas niezbędny do osiągnięcia ustabilizowanej odpowiedzi przy zmianie nastawy z jednej wartości do drugiej. Drugorzędne znaczenie mają dane dotyczące

wielkości maksymalnego przeregulowania κ czy odchyłki regulacji e_r , której maksymalna wartość determinowana jest zadaną histerezą regulatora.



Rys. 4. Przebieg symulacji regulacji położenia śruby nastawczej zachodzącej bez oscylacji

Analizując otrzymane wyniki można stwierdzić, iż zwiększenie dokładności nastawy Δh , z $\pm 0,5$ mm do $\pm 0,2$ mm, powoduje prawie dwukrotne zwiększenie czasu regulacji. Co istotne, przy realizacji nastawy „w dół” dla zwiększonej dokładności ale ze zmniejszoną prędkością silnika napędowego, można osiągnąć teoretycznie zbliżone czasy regulacji jak w pierwszym przypadku.

Tabela 1.

Zestawienie parametrów regulacji położenia śruby nastawczej

Nr przypadku	Parametr	Zmiana wysokości szczeliny h			
		20mm ↑ 5mm	20mm ↓ 16mm	16mm ↓ 13mm	20mm ↑ 13mm
I $\Delta h = \pm 0,5$ mm $n_s/n_n = 90\%$	t_r [s]	3,4	1,8	1,7	2,6
	e_r [%]	0,5	2,5	3,1	0,5
	κ [%]	6,0	5,6	6,2	5
II $\Delta h = \pm 0,2$ mm $n_s/n_n = 90\%$	t_r [s]	4,9	3,1	3,0	4,1
	e_r [%]	1,0	1,3	1,5	1,0
	κ [%]	6,5	5,7	6,2	5,5
III $\Delta h = \pm 0,2$ mm $n_s/n_n = 30\%$	t_r [s]	6	2,2	1,6	3,0
	e_r [%]	1,0	1,3	1,5	1,0
	κ [%]	-	-	-	-

Podsumowanie

Przedstawiony w artykule model układu automatycznej regulacji położenia jednej ze śrub nastawczych górnego walca, pozwala na przeprowadzenie symulacji jego działania i wyznaczenie np. czasów związanych ze zmianą jej pozycji. Dzięki temu możliwe jest optymalizowanie ustawień parametrów jego pracy, tak aby uzyskać zmniejszenie łącznego czasu nastawy szczeliny walcowniczej (zależnego również od pracy układu hydraulicznego wyważania górnego walca) lub też zwiększenie jej dokładności.

Analiza danych uzyskanych w wyniku przeprowadzonego modelowania jego pracy pozwala stwierdzić, iż przy znacznie obniżonej prędkości napędu możliwa jest z porównywalnymi czasami, dokładniejsza niż dotąd regulacja położenia śrub dociskowych. Weryfikacja tych rezultatów będzie celem dalszych badań doświadczalnych rzeczywistego układu regulacji.

Literatura

1. Knapiński M., Dyja H., Garstka T., Janik M.: Complex laboratory rolling mill system. Proceedings of 9th International Rolling Conference ROLLING 2013, Venice (Italy) June 10–12, 2013.
2. Garstka T., Kanpiński M., Dyja H.: Charakterystyka układu nastawy szczeliny walcowniczej walcarki DUO-300 po modernizacji. XVI International Scientific Conference New Technologies and Achievements in Metallurgy, Material Engineering and Production Engineering, Częstochowa 2016, s. 157÷162.
3. Jagieła K., Gała M.: Napęd przemiennikowy śrub nastawczych walców klatki pionowej z wykorzystaniem systemu sterowania master-follower. Pr. zbiorowa Nowe technologie i osiągnięcia w metalurgii i inżynierii materiałowej, Częstochowa 2008, s. 136÷139.
4. Dobrucki, W., Gregorczyk R., Świątonowski A., Zawada S.: Podstawy konstrukcji i eksploatacji walcowni „obliczenia i badania”. Wydawnictwo AGH, Kraków 1991.
5. Garstka T., Knapiński M., Kwapisz M.: Algorytm automatycznej nastawy szczeliny walcowniczej walcarki DUO-300. *Mechanik*, 2017, nr 1, DOI: <https://doi.org/10.17814/mechanik.2017.1.11>
6. www.scilab.org.
7. ACS355. User's manual. ABB Oy, 2010.

CHARAKTERYSTYKA PRZERWY ENERGETYCZNEJ I MASY EFEKTYWNEJ W WANADZIE

CHARACTERISTIC OF THE ENERGY GAP AND ELECTRON EFFECTIVE MASS IN VANADIUM

Domagalska I.A.⁽¹⁾, Szewczyk K.A.⁽²⁾, Duda A.M.⁽¹⁾, Drzazga E.A.⁽¹⁾

⁽¹⁾Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów, Instytut Fizyki,

⁽²⁾Akademia im. Jana Długosza, Wydział Matematyczno – Przyrodniczy, Instytut Fizyki

Abstract

In the paper the thermodynamical properties of the vanadium have been presented. Due to the fact that, in the mentioned material, the superconducting phase is induced by the electron-phonon pairing mechanism, and is characterised by the high value of the electron-phonon coupling constant, the numerical calculations has been conducted within the Eliashberg equations formalism.

Wstęp

Wanad jest jednym z pierwszych pierwiastków, w których zaobserwowano zjawisko nadprzewodnictwa. Mimo, że wyznaczona wartość temperatury krytycznej nie jest wysoka [1, 2], to wykazuje on dość dobre właściwości termodynamiczne. Z uwagi na zachodzący w wanadzie mechanizm parowania elektron-fonon, analiza numeryczna może być przeprowadzona przy użyciu formalizmu równań Eliashberga. Równania Eliashberga na osi urojonej stanowią nieliniowy układ równań algebraicznych, który pozwala wyznaczyć funkcję parametru porządku i czynnik renormalizujący funkcję falową. Nie mniej jednak, przy ich pomocy nie da się dokładnie obliczyć wartości przerwy energetycznej (2Δ) i masy efektywnej elektronu (m_e^*). W tym celu należy przeprowadzić analityczną kontynuację równań Eliashberga z osi urojonej na oś rzeczywistą [3].

Równania Eliashberga w reprezentacji mieszanej

Równania Eliashberga są naturalnym uogólnieniem teorii BCS. Należy je wyprowadzić wprost z hamiltonianu uwzględniającego w sposób jawny fononowe stopnie swobody badanego układu [4, 5]:

$$H = \sum_{k\sigma} \varepsilon_k c_{k\sigma}^+ c_{k\sigma} + \sum_{qv} \omega_q^v b_q^{v+} b_q^v + \sum_{kq\sigma v} g_{k,k+q}^v c_{k+q\sigma}^+ c_{k\sigma} (b_{-q}^{v+} + b_q^v) \quad (1)$$

gdzie: ω_q^ν reprezentuje fononową relację dyspersyjną (ν numeruje daną gałąź), $g_{k,k+q}^\nu$ to elementy macierzowe oddziaływania elektron-fonon. Symbole $b_{-q}^{\nu+}$, b_q^ν oznaczają odpowiednio: operator kreacji i anihilacji stanu fononowego.

Z fizycznego punktu widzenia równania Eliashberga na osi urojonej pozwalają wyznaczyć dokładną wartość temperatury krytycznej, różnicę energii swobodnej pomiędzy stanem nadprzewodzącym i normalnym, a także termodynamiczne pole krytyczne i ciepło właściwe stanu nadprzewodzącego. Przy ich pomocy nie można jednak ściśle obliczyć wartości przerwy energetycznej (2Δ) oraz masy efektywnej elektronu (m_e^*).

W celu dokładnego wyznaczenia parametrów 2Δ i (m_e^*) rozwiązania równań Eliashberga określone na osi urojonej należy analitycznie kontynuować na oś rzeczywistą. W przypadku jednopasmowym do tego celu można wykorzystać równania zaprezentowane w pracach m.in. [6, 7]. Zauważmy, że na osi rzeczywistej parametr porządku zdefiniowany jest jako stosunek $\Delta(\omega) \equiv \varphi(\omega)/Z(\omega)$. W ramach teorii Eliashberga dokładną wartość masy efektywnej elektronu (m_e^*) należy obliczyć przy pomocy formuły:

$$m_e^* = \text{Re}[[Z(T)]_{\omega=0}](m_e) \quad (2)$$

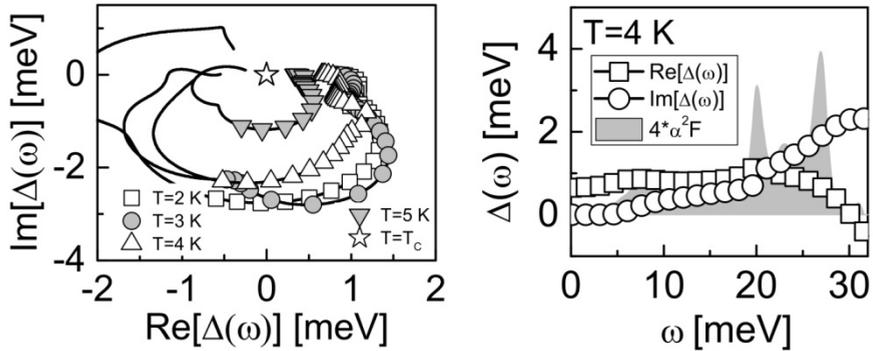
Z matematycznego punktu widzenia równania Eliashberga są zbyt skomplikowane, by można je było rozwiązać przy pomocy metod analitycznych. Z tego powodu postać parametru porządku i czynnika renormalizującego funkcję falową oblicza się numerycznie. Z informatycznego punktu widzenia moduł rozwiązywania równań Eliashberga w reprezentacji mieszanej jest najbardziej skomplikowany ze względu na fakt, że obliczenia przeprowadza się na osi rzeczywistej, gdzie rozwiązania równań Eliashberga zazwyczaj posiadają punkty osobliwe.

Analiza numeryczna

Celem niniejszej pracy było rozwiązanie równań Eliashberga w reprezentacji mieszanej. Do obliczeń wykorzystano funkcję Eliashberga pochodzącą z pracy [8]. Stabilność rozwiązań uzyskano dla temperatur wyższych lub równych 1.5 K, przy czym $M=1100$ częstości Matsubary. Stwierdzono, że maksymalna wartość temperatury krytycznej wynosi 5,3 K, przy czym przyjęto $\mu^*=0,26$.

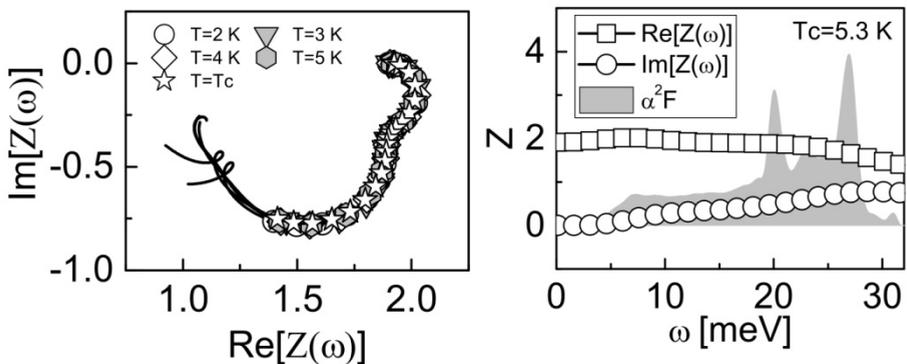
Dysponując funkcjami φ_n oraz Z_n , można rozwiązać równania Eliashberga w reprezentacji mieszanej. Z fizycznego punktu widzenia część rzeczywista parametru porządku determinuje szerokość połówkową przerwy energetycznej na powierzchni Fermiego. Z drugiej strony, część urojona parametru porządku

określa efekty tłumienia [8]. Dokładna postać parametru porządku na płaszczyźnie zespolonej została przedstawiona na rysunku 1(A). Widać, że krzywe ulegają zmniejszeniu wraz ze wzrostem T_C . Należy podkreślić, że na podstawie tego wykresu można wyznaczyć efektywny potencjał parujący, ponieważ krzywe spełniają warunek $\text{Re}[\omega] > 0$. W przypadku wanadu szerokość przerwy energetycznej wyniosła 0,7 meV. Efektywne oddziaływanie pomiędzy elektronami prowadzi do powstania kondensatu nadprzewodzącego w zakresie od 0 do $0,9\Omega_{\text{max}}$.



Rys. 1. (A) Parametr porządku na płaszczyźnie zespolonej dla wybranych wartości temperatury. (B) Parametr porządku na osi rzeczywistej dla przykładowej wartości temperatury

Rysunek 1(B) prezentuje postać części rzeczywistej i urojonej parametru porządku na osi rzeczywistej. Wybrano przykładową wartości temperatury ($T = 4\text{ K}$) dla której układ był stabilny. Dodatkowo na rozpatrywanym rysunku wykreślono kształt przeskalowanej funkcji Eliashberga.



Rys. 2. (A) Czynniki renormalizujący funkcję falową na osi rzeczywistej. (B) Wartości czynnika renormalizującego funkcję falową na płaszczyźnie zespolonej

Można zauważyć, że dla małych wartości ω niezerowa jest tylko część rzeczywista parametru porządku. Przy wyższych częstościach uwidaczniają się silne efekty tłumienia, które modelowane są przez część urojoną funkcji $\Delta(\omega)$ [9]. Należy dodatkowo podkreślić, że widoczna jest również wyraźna korelacja pomiędzy przebiegiem funkcji Eliashberga i przebiegiem parametru porządku.

Kontynuując analitycznie funkcję Z na oś rzeczywistą można wyznaczyć dokładną wartość masy efektywnej elektronu. Należy skorzystać ze wzoru (4).

Na podstawie obliczeń stwierdzono, że w całym zakresie temperatur masa efektywna jest wysoka i osiąga wartość maksymalną $m_e^* = 2$ w temperaturze krytycznej. Na rysunku 2(B) zaprezentowano postać czynnika renormalizującego funkcję falową na płaszczyźnie zespolonej dla wybranych wartości temperatury. Linie prezentują wyniki w zakresie od 0 do $\omega = 32$ meV.

Podsumowanie

W pracy zaprezentowano rozwiązania równań Eliashberga na osi rzeczywistej. Wyznaczono dokładne wartości parametru porządku oraz czynnika renormalizującego funkcję falową. Pozwoliło to określić wartość przerwy energetycznej na poziomie Fermiego oraz masy efektywnej elektronu.

Literatura

1. Wexler A. and Corak W.S.: Superconductivity of Vanadium. *Physical Review* 85, 85, 1952.
2. Radebaugh R. and Keesom P.H.: Low-Temperature Thermodynamic Properties of Vanadium. I. Superconducting and Normal States. *Physical Review* 149, 209, 1966.
3. Marsiglio F., Schossmann M. and Carbotte J.P.: Iterative analytic continuation of the electron self-energy to the real axis. *Physical Review B* 37, 4965, 1988.
4. Frohlich H.: Theory of the superconducting state. I. The ground state at the absolute zero of temperature. *Physical Review* 79, 845, 1950.
5. Fröhlich H.: Iterative analytic continuation of the electron self-energy to the real axis. *Proceedings of the Royal Society of London A* 223, 296, 1954.
6. Duda A.M., Szczeńniak R., Sowińska M.A., Kosiacka A.H.: High-pressure superconducting state in hydrogen. *Solid State Communications* 244, 1, 2016.
7. Szczeńniak R., Drzazga E.A., Duda A.M.: The superconducting state in Bi₂H₆ compound at 360 GPa. *Solid State Communications* 166, 50, 2013.
8. Wierzbowska M.: Effect of spin fluctuations on T_c from density-functional theory for superconductors. *The European Physical Journal B – Condensed Matter and Complex Systems* 48, 207, 2005.
9. Varelogiannis G.: On the limits of consistency of Eliashberg theory and the density of states of high- T_c superconductors. *Zeitschrift für Physik B Condensed Matter* 104, 411, 1997.