

ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

№ 4 (35) 2020

Журнал включен в Перечень российских рецензируемых научных журналов, по специальностям: 05.16.02 Металлургия черных, цветных и редких металлов; 05.16.04 Литейное производство; 05.16.05 Обработка металлов давлением, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук (Перечень ВАК). Сведения о журнале содержатся в базе данных Российского индекса научного цитирования (РИНЦ)

Редакционный совет

Председатель ред. совета:

В.А. Бигеев – проф., д-р техн. наук
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

Члены ред. совета:

С.В. Денисов – д-р техн. наук, проф.
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

А.Н. Емелюшин – д-р техн. наук, проф.
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

И.Е. Илларионов – д-р техн. наук, проф.
ФГБОУ ВО «ЧГУ им. И.Н. Ульянова»

А.А. Казаков – д-р техн. наук, проф.
ФГАОУ ВО «СПбПУ»

В.М. Колокольцев – президент
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
д-р техн. наук, проф.

З. Конопка – д-р техн. наук, проф.
Ченстоховского технологического
университета, Польша

О. Островский – д-р техн. наук, проф.
UNSW, Австралия

А.М. Песин – д-р техн. наук, проф.
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

М. Дабала – д-р техн. наук, проф.
Университет Падуи, Италия

Р.П. Кардосо – д-р техн. наук, проф.
Федеральный университет Санта-Катарины,
Бразилия

П. Тандон – д-р техн. наук, профессор
и руководитель машиностроения, Индийский ин-
ститут информационных технологий, дизайна и
производства PDPM, Джабалпур, Индия

В.Б. Деев – д-р техн. наук, проф.
МИСиС, Москва, Россия

А.А. Попов – д-р техн. наук, проф.
ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина»

В.М. Салганик – д-р техн. наук, проф.
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

О.Ю. Шешуков – д-р техн. наук, проф.
ГУ ИМетРАН, ФГАОУ ВО «УрФУ имени
первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Главный редактор:

А.С. Савинов – директор института
металлургии, машиностроения
и материалообработки
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
д-р техн. наук

Научный редактор:

Н.Ш. Тютряков – канд. техн. наук,
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

Технический редактор:

Ю.А. Извеков – проф., канд. техн. наук,
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»;
К.И. Рудь

Дизайнер:

Е.О. Харченко

© ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2020

Учредитель – Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
(455000, Челябинская обл., г. Магнитогорск, пр. Ленина, д.38).
16+, в соответствии с Федеральным законом № 436-ФЗ от 29.12.10.

Свидетельство о регистрации ПИ №ФС 77-74213 от 02.11.2018 г. Выдано Федеральной службой по надзору в сфере
связи, информационных технологий и массовых коммуникаций

Адрес редакции:

455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38, ауд. 315
Тел.: (3519) 29-84-64.
E-mail: TТаPEoMP@ magtu.ru; ttmp@ magtu.ru

Адрес типографии:

455000, Челябинская обл., г. Магнитогорск,
пр. Ленина, 38, ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
участок оперативной полиграфии

Адрес издателя:

455000, Челябинская обл., г. Магнитогорск,
пр. К. Маркса, 45/2,
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», издательский центр

Выход в свет 28.12.2020. Заказ 373. Тираж 500 экз.
Цена свободная.

THE THEORY AND PROCESS ENGINEERING OF METALLURGICAL PRODUCTION

No. 4 (35) 2020

The Journal is included in the List of Russian Peer-Reviewed Scientific Journals which are supposed to publish the major results of doctoral and PhD dissertations. Information about the journals can be found into databases of the Russian Science Citation Index (RSCI)

Editorial Board Members

Chairman:

V.A. Bigeev – D. Sc., Professor,
Nosov Magnitogorsk State Technical University

Honorary Board Members:

S.V. Denisov – D.Sc., Professor,
Nosov Magnitogorsk State Technical University

A.N. Emelyushin – D.Sc., Professor,
Nosov Magnitogorsk State Technical University

V.M. Kolokoltsev – D. Sc., Professor,
President of Nosov Magnitogorsk State Technical
University

Z. Konopka – D.Sc., Professor,
Czestochowa University of Technology, Poland

O. Ostrovski – D.Sc., Professor,
University of New South Wales, Australia

A.M. Pesin – D. Sc., Professor,
Nosov Magnitogorsk State Technical University

A.A. Popov – D.Sc., Professor,
Institution of Higher Professional Education «Ural
Federal University named after the first President of
Russia B.N.Yeltsin»

M. Dabala – D.Sc., Professor, University of Padova,
Italy

R.P. Cardoso – D. Sc., Professor,
Federal University of Santa Catarina, Brazil

V.B. Deev – D. Sc., Professor, MISiS, Moscow,
Russia

P. Tandon – D. Sc., Professor & Head of Mechanical
Engineering, PDPM Indian Institute of Information
Technology, Design and Manufacturing, Jabalpur, India

I.Y. Illarionov – D.Sc., Professor,
Chuvash State University

V.M. Salganik – D. Sc., Professor,
Nosov Magnitogorsk State Technical University

A.A. Kazakov - D.Sc., Associate Professor,
Peter the Great St.Petersburg Polytechnic University

O. Ju. Sheshukov – D.Sc., Professor,
alloys Federal State Autonomous Educational
Institution of Higher Professional Education
«Ural Federal University named after the first President
of Russia B.N.Yeltsin»

Editor-in-Chief:

A.S. Savinov – Director of Metallurgy Mechanical
Engineering and Materials Processing Institute D.Sc., No-
sov Magnitogorsk State Technical University

Scientific Editor:

N.S. Tyteriakov – Ph.D., Nosov Magnitogorsk State
Technical University

Technical Editor:

Y.A. Izvekov – Professor, Ph.D., Nosov Magnitogorsk
State Technical University

K.I. Rud

Designer:

E.O. Harchenko

© FSBEI of HE “Nosov Magnitogorsk State Technical University”, 2020

Founder – Nosov Magnitogorsk State Technical University
(38, pr. Lenina, Magnitogorsk 455000, Chelyabinsk Region)

16+ in accordance with Federal Law #436-FZ dated 29.12.10

Registration certificate PI # FS 77-74213 dated November 02, 2018 is issued by the Federal Service for Supervision of Communications, Information Technology, and Mass Media

Editorship address:

315, 38, pr. Lenina, city of Magnitogorsk 455000, Russia
Tel.: +7 (3519) 29-84-64.
E-mail: TTAPEoMP@ magtu.ru; tmp@ magtu.ru

Printing office:

38 Lenin prospekt, Magnitogorsk, Chelyabinsk region,
455000, Russia
Nosov Magnitogorsk State Technical University

Editorial office:

45/2 Karla Marksa prospekt, Magnitogorsk, Chelyabinsk region,
455000, Russia
Nosov Magnitogorsk State Technical University

Publication date 28.12.2020. Order 373. Circulation: 500.
Open price.

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ.....	4
Галевский Г.В., Руднева В.В., Аникин А.Е. ОСОБЕННОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И КАРБИДИЗАЦИИ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПРИРОДНЫМ ГАЗОМ В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКА	4
Нгуен Т.Х., Нгуен В.М., Введенская И.А. КИНЕТИКА ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ НАНОПОРОШКА ОКСИДА НИКЕЛЯ В РАЗЛИЧНЫХ СРЕДАХ.....	10
Кошкарлов А.А., Агапитов Е.Б., Бигеев В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ НА ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ РЕВЕРСА В ЦИРКУЛЯЦИОННОЙ УСТАНОВКЕ ВАКУУМИРОВАНИЯ СТАЛИ	17
Терентьев Д.В., Василий В. Точилкин РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОЦЕССА РАЗЛИВКИ СТАЛИ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНСТРУКЦИЙ ОБОРУДОВАНИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОГО КОВША СОРТОВОЙ МНЛЗ.....	25
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ	29
Трапезников Н.В., Шумков А.А., Матыгуллина Е.В. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КЕРАМИЧЕСКОГО СТЕРЖНЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАЛКИ	29
ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО	35
Леушин И.О., Грачев А.Н., Назаров В.Н., Горохов П.А. ПЕНОАЛЮМИНИЙ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ .	35
Савинов А.С., Тютюряков Н.Ш., Залилов Р.В., Рудь К.И. ФОРМИРОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛОСКОЙ СТЕНКЕ ОТЛИВКИ	39

CONTENTS

METALLURGY OF BLACK, COLOR AND RARE METALS.....	4
Galevsky G.V., Rudneva V.V., Anikin A.E. FEATURES OF REDUCTION AND CARBIDIZATION OF ZIRCONIUM DIOXIDE BY NATURAL GAS UNDER PLASMA FLOW	4
Nguyen T.H., Nguyen V.M., Vvedenskaya I.A. KINETICS OF SYNTHESIZING PROCESS OF NICKEL OXIDE NANOPOWDER IN VARIOUS ENVIRONMENTS	10
Koshkarov A.A., Agapitov E.B., Bigeev V.A. STUDY OF THE EFFICIENCY OF THE REVERSE APPLICATION AT THE CIRCULATING UNIT FOR STEEL DEGAZZING ON THE HYDRODYNAMIC MODEL.....	17
Terentev D.V., Tochilkin V.V. DEVELOPING THE STEEL CASTING PROCESS TECHNOLOGY AND IMPROVING THE INTERMEDIATE BUCKET EQUIPMENT DESIGN OF THE BILLET CASTER.....	25
PROCESSING OF METALS BY PRESSURE.....	29
Trapeznikov N.V., Shumkov A.A., Matygullina E.V. MATHEMATICAL MODELING OF THE STRESS-STRAIN STATE OF A CERAMIC ROD DURING CALCINATION	29
FOUNDRY	35
Leushin I.O., Grachev A.N., Nazarov V.N., Gorokhov P.A. ALUMINUM FOAM IS A PROMISING MATERIAL FOR THE PRODUCTION OF CAST PRODUCTS FOR RESPONSIBLE PURPOSES	35
Savinov A.S., Tyuteryakov N.Sh., Zalilov R.V., Rud K.I. FORMATION OF THERMAL STRESSES IN THE FLAT WALL OF THE CASTING	39

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ

УДК 621.762

Галевский Г.В., Руднева В.В., Аникин А.Е.

ОСОБЕННОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И КАРБИДИЗАЦИИ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПРИРОДНЫМ ГАЗОМ В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКА

Аннотация. Методом зондовой диагностики проведено изучение особенностей восстановления и карбидизации диоксида циркония природным газом в плазменном азотно-водородном потоке. Оно включает в себя исследование температурной зависимости составов конденсированных и газообразных продуктов карбидообразования, состава, размера и морфологии наночастиц карбида циркония, масс-спектров продуктов, десорбированных с их поверхности при вакуумтермической обработке. Плазмосинтез проводили в трехструйном прямоточном вертикальном реакторе мощностью 150 кВт, футерованном изнутри вставками из диоксида циркония с внутренним диаметром 0,054 м. Расход азота составлял 32,5 кг/ч, удельная электрическая мощность в зоне испарения – 2140 МДж/кг, начальная среднemasсовая температура потока – 5400 К, среднemasсовая температура на входе потока в закалочно-осадительную камеру – 4000 – 2000 К, массовая расходная концентрация диоксида циркония – 0,1 кг/кг азота. Анализ результатов исследования свидетельствует о присутствии в азотно-водородном потоке газообразных азот-углеродных и углеводородных соединений. При этом характер изменения температурной зависимости концентрации цианистых соединений подтверждает их участие в карбидообразовании. В масс-спектрах продуктов вакуумной термодесорбции образцов карбида циркония обнаружены компоненты с молекулярными массами 13, 14, 15 и 26, 27, предположительно соответствующие CH , CH_2 , CH_3 , C_2H_6 , CN и HCN . Полученные результаты позволяют сформировать представления о карбидообразовании в условиях турбулентной реакционной химически активной смеси как о процессе. Последний включает следующие три стадии, реализуемые в пространственно-разделенных зонах потока: формирование реакционной смеси заданного состава при пиролизе, испарении и газификации углерода в цианистые соединения при температуре 5400 – 4000 К, образование нанокристаллических частиц карбида циркония при взаимодействии в газовой фазе паров циркония и циана при температуре 4000 – 2500 К, их азотирование и поверхностное насыщение технологическими газами и газообразными продуктами карбидообразования при температуре 2500 – 2000 К.

Ключевые слова: диоксид циркония, природный газ, плазмосинтез, карбид циркония, механизм карбидообразования «пар-кристалл», диффузионная карбидизация.

Введение

Выбор в качестве объекта исследования технологии карбида циркония обусловлен благоприятным сочетанием у него таких практически значимых свойств, как твердость, тугоплавкость, коррозионная стойкость в жидких, газовых и металлических средах, износостойкость [1 – 6]. Это делает его востребованным в металло-керамических, инструментальных, конструкционных, огнеупорных и абразивных материалах и покрытиях. Наряду с этим представляется реальным значительное повышение эксплуатационных свойств материалов и покрытий при применении карбида циркония в нанокристаллическом состоянии [3, 7 – 9], что обуславливает необходимость развития отечественной нанотехнологии карбида циркония. В связи с этим исследование и технологическая реализация процессов карбидообразования при плазмометаллургической переработке цирконий-углеродсодержащего сырья является важной научно-практической задачей, имеющей большое значение для развития производства многофункциональных соединений циркония, а также эффективного решения инновационных задач прикладного материаловедения.

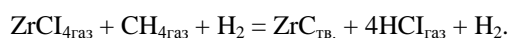
Целью настоящей работы является изучение особенностей восстановления и карбидизации диоксида циркония природным газом в плазменном потоке азота.

Анализ технологических решений, реализуемых в производстве карбида циркония [3], свидетельствует о том, что он может быть получен при высокотемпературной обработке порошкообразной шихты без плавления компонентов ($\text{ZrO}_2 + \text{C}$), кристаллизацией расплава ($\text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2 + \text{C}$), осаждением из парогазовой фазы ($\text{ZrCl}_4 + \text{CH}_4 + \text{H}_2$). При этом механизм карбидообразования в различных способах получения разный и определяется в первую очередь составом и состоянием шихты, кинетическими факторами (крупностью порошков реагентов, их чистотой, температурой, общим давлением в реакционном объеме, изотермичностью реактора, выбором газовой среды и др.) реализуемых процессов.

Карботермическое восстановление соединения ZrO_2 сопровождается образованием оксикарбида. Поэтому лучшие результаты достигаются при проведении процесса в вакууме. За счет непрерывного удаления монооксида углерода и смещения равновесия реакции в сторону образования соединения ZrC температура восстановления снижается до 2173 К, уменьшается содержание свободного углерода в ZrC , исключается его окисление и азотирование. Механизм процессов в этом случае определяется термодинамической устойчивостью оксидов и упругостью паров оксидов и субоксидов.

При образовании вещества ZrC осаждением из

газовой фазы, основанном на взаимодействии газообразных и легколетучих соединений циркония и углерода в присутствии водорода, последовательно и параллельно реализуется целая совокупность физических и химических процессов. Механизм карбидообразования включает переход твердых и жидких исходных веществ в парообразное состояние, пиролиз или восстановление химических соединений, содержащих цирконий и углерод (или оба этих компонента одновременно), до ионного или атомарного их состояния, газофазную и гетерофазную диффузию компонентов в реакционной зоне, непосредственное химическое взаимодействие между ними, гетерогенное кристаллообразование соединения ZrC и рост его кристаллов, отвод из газовой фазы побочных продуктов. Один из вариантов газофазного получения вещества ZrC может быть описан следующим уравнением:

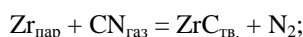


При получении ZrC в условиях плазменного потока возможности изучения процесса карбидообразования весьма ограничены, что обусловлено следующими причинами: чрезвычайно высокие температуры (среднемассовая температура составляет 2000–5400 К); высокие скорости движения турбулентной реакционной химически активной смеси (40–60 м/с); кратковременность процесса, оцениваемая на уровне 15 мс; крайне ограниченный объем реакционной зоны, составляющий $0,0001 \text{ м}^3$; практическая недоступность реакционной зоны для зондовой диагностики ввиду значительного возмущающего воздействия водоохлаждаемого зонда, технически исполнимого с наружным диаметром не менее $0,6 \cdot 10^{-2}$ м; сложный состав газовой фазы, подлежащий определению только после закалки и, возможно, при этом изменяющийся. Изучение механизма карбидообразования наряду с научной имеет важное прикладное значение, поскольку позволяет установить возможность управления содержанием примесей, в том числе содержанием свободного углерода.

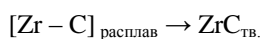
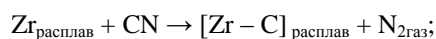
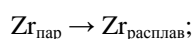
Научные гипотезы и методика исследования

Результаты термодинамического моделирования процессов карбидообразования, описанные в работе [10], позволяют выдвинуть две научные гипотезы образования соединения ZrC в условиях плазменного потока азота:

– при взаимодействии в газовой фазе по схеме «пар – кристалл»:



– при взаимодействии цирконийсодержащегося металлического аэрозоля с газообразным цианом по схеме «пар – расплав – кристалл»:



При проведении исследований использовали порошкообразное сырье и технологические газы, имеющие следующие характеристики и составы: диоксид циркония марки ЦрО (ГОСТ 21907–76 изм.) с содержанием 99,2% ZrO_2 , крупностью 2–5 мкм; природный газ, содержащий 93,6% метана, 3,0% этана, 2,2% пропана, 1,2% бутана; технический азот (ГОСТ 9292, изм.), содержащий 0,8% кислорода. Плазмосинтез проводили в трехструйном прямоточном вертикальном реакторе мощностью 150 кВт, устройство и характеристики которого подробно описаны в работе [10]. Для снижения температурного градиента в пристеночной низкотемпературной зоне канал реактора изнутри по всей длине футеровали керамическими цилиндрическими вставками из ZrO_2 толщиной 0,050 м и внутренним диаметром 0,054 м. При расходе газотеплоносителя (азота) 32,5 кг/ч удельная электрическая мощность в реакторе составляла 2140 МВт/м^3 , температура потока в зоне соударения плазменных струй – 5400 К, на выходе потока из реактора в закалочную камеру – 4000–2000 К. Плазмосинтез проводили при массовой расходной концентрации диоксида циркония 0,1 кг/кг газа-теплоносителя.

Для подтверждения гипотетических представлений, накопления и анализа необходимой научной информации были проведены следующие исследования:

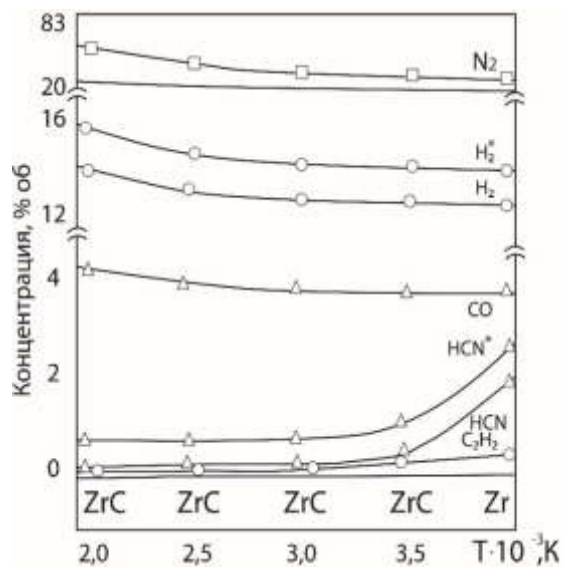
1. Изучена температурная зависимость состава газообразных и твердых продуктов плазмосинтеза. Для этого процесс проводили в реакторе различной (от 6 до 24 калибров) длины, что позволяло изменять температуру закалки продуктов от 4000 до 2000 К и осуществлять ее при истечении плазменного потока из реактора в закалочную камеру со скоростью $10^4 - 10^5$ град/с. При каждой температуре закалки с помощью зонда отбирали пробы газопорошковой смеси. Для этих целей использовали стальной интенсивно охлаждаемый зонд (расход воды 0,050 кг/с), выполненный в виде трубки с внутренним диаметром 0,006 м и длиной 0,500 м, последовательно соединенной с фильтром, пипеткой, расходомером и вакуумным насосом КВН-8, создающим разрежение до 20 кПа. Зонд устанавливали на удаление один калибр от входа плазменного потока в осадительную камеру ортогонально потоку таким образом, чтобы его газозаборное отверстие совпадало с осью реактора. При зондировании скорость закалки газопорошковой смеси составляла порядка $5 \cdot 10^4$ град/с. Фильтр выполняли из двух соприкасающихся основаниями конусов, разделенных фильтрующей перегородкой из стальной сетки саржевого плетения марки С-120, обеспечивая выделение пробы порошков и предохраняя их от контакта с воздушной атмосферой. Нанопроductы, уловленные в фильтре, анализировали для определения фазового и химического составов (рис. 1). При каждой температуре пробы отбирали трижды с интервалом 10 мин с усредненным результатом количественных определений. Проба обеспыленного газового потока отбирали в пипетку. Состав газовой фа-

зы определялся хроматографически (рис. 1). Кривые веществ H_2^* и HCN^* соответствуют 1,5-кратному избытку природного газа.

2. Изучен с помощью масс-спектрометрического

анализа состав продуктов термодесорбции образцов, отобранных при зондировании (см. таблицу).

3. Изучена с помощью растровой электронной микроскопии морфология наночастиц ZrC (рис. 2).



$\bar{a} \pm \Delta a$	Температура, К			
	2000	3000	3500	4000
H_2	13,84±0,54	13,62±0,49	13,00±0,61	12,62±0,58
HCN	0,32±0,03	0,48±0,05	0,62±0,05	1,90±0,06
H_2^*	15,62±0,82	15,30±0,78	14,93±0,67	14,73±0,73
HCN^*	0,82±0,04	0,98±0,05	1,15±0,05	2,75±0,12
N_2	82,50±1,47	82,01±1,51	81,72±1,49	81,23±1,56
CO	3,96±0,22	3,92±0,16	3,81±0,24	3,82±0,15
C_2H_2	0,42±0,04	0,39±0,03	0,50±0,06	0,49±0,05

Рис. 1. Температурная зависимость состава газообразных и фазового состава твердых продуктов взаимодействия диоксида циркония с природным газом в потоке азотной плазмы ($\bar{a} \pm \Delta a$ – средние арифметические значения доверительного интервала концентраций)

Состав и количество продуктов вакуумной термодесорбции образцов карбида циркония, неконтактирующего с атмосферой

Характеристика	Значение
Химический состав, %:	
– карбид циркония (ZrC)	94,12 – 93,61
– диоксид циркония (ZrO_2)	4,56 – 5,27
– углерод свободный ($C_{своб}$)	1,32 – 1,12
– азот (N)	1,87 – 2,12
Удельная поверхность, m^2/kg	22 000 – 28 000
Размер* частиц, нм	40 – 52
Молекулярные массы продуктов термодесорбции	2, 13 – 16, 26 – 28, 32 – 36
Предполагаемый состав продуктов термодесорбции	H_2 , CH, CH_2 , CH_3 , C_2H_2 , CN, HCN, N_2 , CO, O_2
Количество термодесорбированных продуктов, %	1,44

* Значения, рассчитанные по величине удельной поверхности.

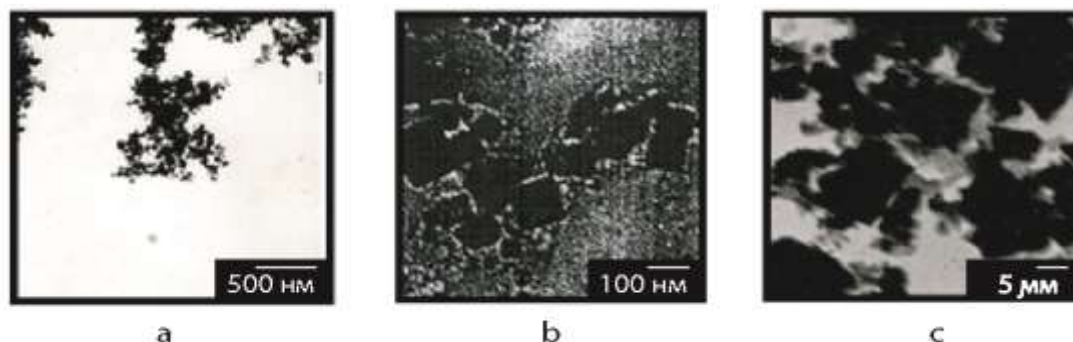


Рис. 2. Микрофотографии нано- (a, b) и микропорошка (c) карбида циркония

Аналитическое обеспечение экспериментальных исследований, используемые приборно-аналитическая база и методики описаны в работе [10]. Порошкообразные продукты, уловленные в фильтре, исследовали с использованием рентгеновского, химического, масс-спектрометрического, термогравиметрического и электронно-микроскопического анализов, метода БЭТ для определения удельной поверхности, а газообразные – с использованием хроматографического анализа. Рентгеновский, химический, термогравиметрический и хроматографический анализы выполнялись в центрах коллективного использования (ЦКП) «Материаловедение» Сибирского государственного индустриального университета, определение удельной поверхности – в ЦКП «Томский материаловедческий центр коллективного пользования» Томского государственного университета, масс-спектрометрический и электронно-микроскопический анализы – в ЦКП «Материаловедение и металлургия» Национального исследовательского технологического университета «МИСиС». При всех определениях использовали метрологически обеспеченное приборно-аналитическое оборудование.

Результаты исследования и их обсуждение

Анализ полученных результатов подтверждает присутствие в азотно-водородном потоке газообразных азот-углеродных и углеводородных соединений, рекомбинирующих, по-видимому, в процессе закалки в циановодород и ацетилен. В масс-спектрах продуктов вакуумной термодесорбции обнаружены компоненты с молекулярными массами 13, 14, 15 и 26, 27, предположительно соответствующие веществам CH, CH₂, CH₃, C₂H₆, CN, HCN. Сопоставление температурной зависимости концентрации соединений HCN и HCN* и изменения фазового состава уловленных порошкообразных продуктов подтверждает безусловное участие цианистых соединений в карбидообразовании. В то же время изучение формы и размера частиц ZrC, полученных в нанокристаллическом состоянии, однозначно указывает на формирование их по механизму «пар – кристалл».

Полученные результаты и их обсуждение делает возможным описание процесса карбидообразования в виде следующей схемы, включающей три основные температурно-пространственные зоны (рис. 3).

Зона 1 соответствует температурному интервалу 5400–4000 К. В ней протекают процессы тепло- и массообмена и формирование реакционной смеси заданного состава: пиролиз природного газа, активное перемешивание азотно-водородного плазменного потока и порошкообразной шихты, нагрев, плавление и испарение диоксида циркония, образование циана.

Зона 2 соответствует температурному интервалу 4000–2500 К. Характерная особенность зоны – существенное снижение концентрации в газовом потоке циановодорода, соответствующее появлению в продуктах ZrC. Это позволяет с достаточно большой вероятностью предположить протекание процесса кар-

бидообразования при взаимодействии в газовой фазе.

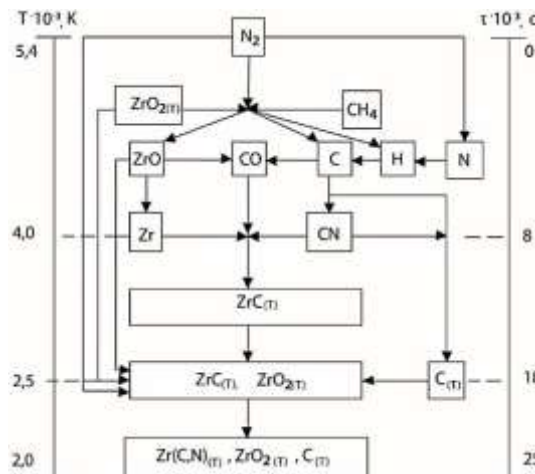


Рис. 3. Предполагаемая схема карбидообразования при восстановлении диоксида циркония природным газом в потоке азотно-водородной плазмы

Характер изменения концентрации соединения HCN с температурой при 1,5 избытке природного газа подтверждает устойчивость его в пределах температурной зоны и свидетельствует о реальной возможности ограничения содержания свободного углерода в карбиде циркония.

Пробы карбида циркония, отобранные при температурах 4000 и 2500 К, соответствуют расчетным составам ZrC_{0,85}N_{0,02} и ZrC_{0,90}N_{0,04}, что позволяет предположить возможность карбидизации образовавшихся в газовой фазе дефицитных по углероду наночастиц ZrC циановодородом, концентрация которого в газовой фазе в этой области температур остается высокой. Для оценки вероятности карбидизации кристаллических карбидных частиц в результате диффузии атомов углерода с поверхности в объем частицы было использовано решение одномерного уравнения нестационарной диффузии в полубесконечное пространство при заданной постоянной концентрации (C₀) на поверхности:

$$C_{(x, \tau)} = \frac{C_0}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} \right) \right],$$

где $x = 25 \cdot 10^{-9}$ м – глубина диффузии; τ – продолжительность диффузии ($\tau_1 = 4 \cdot 10^{-3}$ с, $\tau_2 = 6 \cdot 10^{-3}$ с); erf – Гауссова функция ошибок, используемая в стандартных расчетах диффузии; D – коэффициент диффузии, взятый в предположении, что диффузия углерода в частице лимитируется диффузией его через слой карбида, $\text{м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$.

За исходное в расчетах принимали экспериментально определенное соотношение C/C_0 , соответствующее значению 0,85. Расчетная температурная зависимость для значений τ_1 и τ_2 имеет следующий вид: 2700 К – 0,87 и 0,88; 2800 К – 0,88 и 0,89; 2900 К

– 0,89 и 0,90. Следовательно, в рассматриваемых концентрационно-временных интервалах возможно протекание процессов карбидообразования по диффузионному механизму.

Наряду с описанными выше процессами в рассматриваемой зоне на поверхности сформировавшихся карбидных наночастиц активно протекают сорбционные процессы, приводящие к поверхностному насыщению их технологическими газами и газообразными продуктами карбидообразования. В их числе предположительно вещества CN, HCN, N₂, CO.

Зона 3 соответствует температурному интервалу 2500–2000 К и характеризуется развитием в ней процессов азотирования дефицитных по углероду карбидных частиц. Проба карбида, отобранная при температуре 2000 К, соответствует расчетному составу ZrC_{0,90}N_{0,08}, что свидетельствует о внедрении азота в кристаллическую карбидную решетку.

Заключение

Для процесса восстановления диоксида циркония природным газом в плазменном азотно-водородном потоке исследована температурная зависимость составов конденсированных и газообразных продуктов карбидообразования, состав, размер и морфология частиц карбида циркония, масс-спектры продуктов, десорбированных с их поверхности при вакуумтермической обработке. На основании анализа полученных результатов определены особенности и предложен вероятный механизм получения карбида циркония по схеме «пар – кристалл», включающий взаимодействие в газовой фазе паров циркония и циана, образование кристаллических дефицитных по углероду карбидных наночастиц состава ZrC_{0,85}N_{0,02} и их последующую карбидизацию HCN до состава ZrC_{0,90}N_{0,04} по диффузионному механизму. Составлена обобщенная гипотетическая схема карбидообразования, содержащая три зоны: высокотемпературную зону (5400–4000 К) формирования реакционной смеси, в которой происходят процессы пиролиза природного газа, испарения и восстановления порошкообразного диоксида циркония, «газификация» углерода в цианистые соединения, и более низкотемпературные (4000–2500 К и 2500–2000 К), в которых происходит образование кристаллических наночастиц карбида циркония, их азотирование и поверхностное насыщение технологическими газами и газообразными продуктами карбидообразования. Результаты исследований использованы при освоении технологии плазмосинтеза нанокристаллического карбида циркония.

Сведения об авторах

Галевский Геннадий Владиславович – заведующий кафедрой металлургии цветных металлов и химической технологии, доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новокузнецк, Россия. E-mail: kafcmet@sibsui.ru.

Список литературы

1. Григорьев О.Н. Керамика и керметы на основе тугоплавких бескислородных соединений // Порошковая металлургия. 2012. №11/12. С. 100 – 116.
2. Колмаков А.Г., Борисов С.М., Алымов М.И. Основы технологий и применение наноматериалов. М.: Физматлит, 2012. 208 с.
3. Технологические решения в производстве карбида циркония: анализ, оценка состояния и перспектив / Т.И. Алексеева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, С.Г. Галевский // Научно-технические ведомости СПбГТУ. 2017. Т. 23. № 1. С. 256–270.
4. Mestvirishvili Z., Bairamachvili J., Kvadchadze V., Rekhviashvili. Thermal and mechanical properties of B₄C – ZrB₂ ceramic composite // *Journal of Material Science and Engineering*. 2015, no. 5(9 -10), pp. 385–393.
5. О возможности изготовления керамики на основе тугоплавких бескислородных соединений в системах B₄C – MeB₂ (Me = Ti, V, Cr, Zr) / Т.С. Гудыма, Ю.Л. Крутский, Т.М. Крутская, М.В. Дубровская, А.А. Соломатина // Металлургия: технологии, инновации, качество: труды XXI Международной научно-практической конференции: в 2-х ч. Ч. 2. Изд. центр СибГИУ. Новокузнецк, 2019. С. 290–293.
6. Meier M. Anodes – From the Raw Materials to the Pot Performance. Switzerland: R 8 Carbon Ltd, 2019. 452 p.
7. Jingjing Xie, Zhengyi Fu, Yucheng Wang, Soo Wahn Lee, Koichi Niihara. Synthesis of nanosized zirconium carbide powders by a combinational method of sol-gel and pulse current heating // *Journal of the European Ceramic Society*. 2014, no. 34(1), pp. 131–137.
8. Dan Zhao, Changrui Zhan, Haifeng Hu, Yudi Zhang. Preparation and characterization of three-dimensional carbon fiber reinforced zirconium carbide composite by precursor infiltration and pyrolysis process // *Ceramics International*. 2011, no. 37(7), pp. 2089–2093.
9. Medri V., Monteverde F., Balbo A., Bellosi A. Comparison of ZrB₂ – ZrC – SiC Composites Fabricated by Spark Plasma Sintering and Hot-Pressing // *Advanced Engineering Materials*. 2005, no. 7(3), pp. 159–163.
10. Разработка научных и технологических основ плазмометаллургического производства карбида циркония / Алексеева Т.И., Галевский Г.В., Руднева В.В., Галевский С.Г. // Вестник ИрГТУ. 2018. Т. 22. № 7. С. 164 – 180.

Руднева Виктория Владимировна – профессор кафедры металлургии цветных металлов и химической технологии, доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новокузнецк, Россия.

Аникин Александр Ефимович – доцент кафедры металлургии цветных металлов и химической технологии, кандидат технических наук, ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новокузнецк, Россия.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

FEATURES OF REDUCTION AND CARBIDIZATION OF ZIRCONIUM DIOXIDE BY NATURAL GAS UNDER PLASMA FLOW

Galevsky Gennady V. – D. Sci. (Eng.), Head of the Chair of Non-ferrous metallurgy and chemical technology, Professor, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia. E-mail: kafcmet@sibsiu.ru.

Rudneva Victoria V. – D. Sci. (Eng.), Professor, Chair of Non-ferrous metallurgy and chemical technology, Professor, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.

Anikin Alexander E. – Cand. Sci. (Engineering), Associate professor of the Chair of Non-ferrous metallurgy and chemical technology, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.

Abstract. *By probe diagnostics, the features of zirconium dioxide reduction and carbidization by natural gas in plasma nitrogen-hydrogen flow were studied. It includes investigation of temperature dependence of compositions of condensed and gaseous carbide-forming products, composition, size and morphology of nanoparticles of zirconium carbide, mass spectra of products desorbed from their surface during vacuum thermal treatment. Plasmosynthesis was carried out in a 150 kW three-jet straight-flow vertical reactor, lined internally with zirconium dioxide inserts of inner diameter 0,054 m. Nitrogen consumption was 32.5 kg/h, specific electric power in the evaporation zone was 2140 MJ/kg, the initial mass average temperature of the stream is 5400 K, the mass average temperature at the inlet of the stream to the quench-precipitation chamber is 4000-2000 K, the mass consumption concentration of zirconium dioxide is 0.1 kg/kg nitrogen. Analysis of the results of the study indicates the presence of gaseous nitrogen-carbon and hydrocarbon compounds in the nitrogen-hydrogen stream. At the same time, the nature of the change in the temperature dependence of the concentration of cyanide compounds confirms their participation in carbide formation. Components with molecular weights of 13, 14, 15 and 26, 27, presumably corresponding to CH, CH₂, CH₃, C₂H₆, CN and HCN, were found in the mass spectra of the vacuum thermal desorption products of the zirconium carbide samples. The obtained results make it possible to form ideas about carbide formation under conditions of turbulent reaction chemically active mixture as a process. The latter includes the following three stages implemented in spatially separated flow zones: formation of a reaction mixture of a given composition during pyrolysis, evaporation and gasification of carbon into cyanide compounds at a temperature of 5400-4000 K, formation of nanocrystalline particles of zirconium carbide during interaction in the gas phase of zirconium and cyanide vapors at a temperature of 4000-2500 K, their nitriding and surface saturation with process gases and gaseous carbide products at a temperature of 2500-2000 K.*

Keywords: *zirconium dioxide, natural gas, plasmosynthesis, zirconium carbide, steam-crystal carbidization mechanism, diffusion carbidization.*

Ссылка на статью:

Галевский Г.В., Руднева В.В., Аникин А.Е. Особенности восстановления и карбидизации диоксида циркония природным газом в условиях плазменного потока // Теория и технология металлургического производства. 2020. №4(35). С. 4-9.

Galevsky G.V., Rudneva V.V., Anikin A.E. Features of reduction and carbidization of zirconium dioxide by natural gas under plasma flow. *Teoria i tehnologija metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2020, vol. 35, no. 4, pp. 4-9.

УДК 669.243.44

Нгуен Т.Х., Нгуен В.М., Введенская И.А.

КИНЕТИКА ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ НАНОПОРОШКА ОКСИДА НИКЕЛЯ В РАЗЛИЧНЫХ СРЕДАХ

Аннотация. Проведено исследование кинетики процесса получения нанопорошка оксида никеля термическим разложением его гидроксида в различных средах (неподвижный слой, неподвижный слой с магнитным полем и вихревой слой) при температурах от 220 до 280°C. Нанопорошок Ni(OH)₂ заранее получали химическим осаждением из водного раствора нитрата никеля (10 мас. %) и щелочи NaOH (10 мас. %) при комнатной температуре, pH=9. Исследование кристаллической структуры и состава образцов выполняли методом рентгенофазового анализа. Удельная поверхность S_{уд} порошков измеряли методом БЭТ по низкотемпературной адсорбции азота. Размер и морфологию частиц изучали методом сканирующей электронной микроскопии. Установлено, что магнитное поле фактически не влияет на скорость процесса термического разложения. Показано, что процесс термического разложения в вихревом слое протекает гораздо интенсивнее, чем в неподвижных (5–10 раз). Наночастицы NiO, полученные термическим разложением гидроксида никеля при температуре 280°C в различных средах, имеют разные размер и морфологию. Выявлено, что термическое разложение в магнитном поле способствует округлению границ наночастиц, а вихревой слой активизирует процесс их коагуляции.

Ключевые слова: кинетика, гидроксид никеля, оксид никеля, термическое разложение, наночастица, нанопорошок, неподвижный слой, вихревой слой, магнитное поле, энергия активации.

Введение

В настоящее время нанопорошки (НП) оксидов металлов, в том числе НП NiO, нашли широкое применение в различных областях науки, техники и промышленности. Например, НП NiO используются в качестве модифицирующих добавок, улучшения стойкости лакокрасочных материалов и сплавов, высокочувствительных катализаторов, высокоактивных адсорбентов, электродных материалов в литий-ионных аккумуляторах, высокоэффективных оптоэлектронных материалов, для производства химико-фармацевтических препаратов, используемых в медицине, и др. [1-6]. Кроме этого, НП NiO можно использовать как сырьевые ресурсы для синтеза НП металлического никеля путем восстановления и других способов [7, 8]. Однако стоимость НП, включая НП NiO, еще высока, поэтому исследование и разработка новых методов для синтеза НП является технологически и экономически эффективной задачей [9].

Получение НП NiO проводится различными механическими и физико-химическими методами, большинство которых характеризуется высокими энергозатратами, пониженной производительностью. Химико-металлургический метод, заключающийся в химическом осаждении кислородсодержащих соединений металлов с последующим термическим разложением или восстановлением гидроксидов металлов, обладает рядом преимуществ, таких как низкие затраты, экологическая чистота, возможность контролировать свойства продуктов в ходе их получения [10-18].

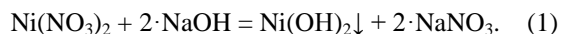
Наиболее затратной стадией процесса является термическое разложение из-за необходимости поддерживать заданную температуру в течение протекания реакций. Таким образом, поиск путей интенсифи-

каций процессов термического разложения является важной научно-технической задачей.

Были найдены некоторые конструктивные и технологические решения, такие как создание псевдокипящего слоя, предварительная механохимическая активация исходного сырья и т.д. Тем не менее еще остается ряд нерешенных вопросов и пространство для дальнейшего изучения и развития этого направления. В последнее время одним из методов интенсификации технологических процессов является обработка материалов в аппарате с вихревым слоем ферромагнитных частиц, создаваемым путем воздействия на них вращательного магнитного поля [19]. В связи с вышеизложенным в качестве целей работы были выбраны исследование и сравнение кинетических закономерностей процесса термического разложения НП Ni(OH)₂ в различных средах для поиска путей увеличения скорости и сокращения времени процесса термического разложения.

Материал и методики эксперимента

Для исследования процессов термического разложения был получен нанопорошок гидроксида никеля, синтезированного химическим осаждением из водных растворов нитрата никеля Ni(NO₃)₂ (10 мас. %) и щелочи NaOH (10 мас. %) при комнатной температуре, pH=9, и непрерывном перемешивании. Получение гидроксида никеля проходит по реакции:



Контроль pH осуществляли pH-метром марки «Эксперт 001», погрешность измерений составляла ±0,03. С помощью центрифуги полученный осадок Ni(OH)₂ промывали до полной отмывки ионов растворенной соли, которую контролировали по pH раствора над осадком. Затем осадок сушили при комнатной температуре в течение двух суток. После этого

высушенный $\text{Ni}(\text{OH})_2$ измельчали в специальной мельнице «Fritsch Pulverisette 2».

Эксперименты исследования влияния магнитного поля и эффекта механоактивации на кинетику процессов термического разложения НП $\text{Ni}(\text{OH})_2$ проводились в аппарате вихревого слоя (АВС) модели УАП-3 с монтированными нагревательным модулем и проточным реактором. Основные компоненты аппарата УАП-3 представляют собой магнитные индукторы, позволяющие создавать высокоэнергетическое магнитное поле, контур водяного охлаждения и проточный реактор из нержавеющей стали (диаметр 45 мм, длина 350 мм) (рис. 1).

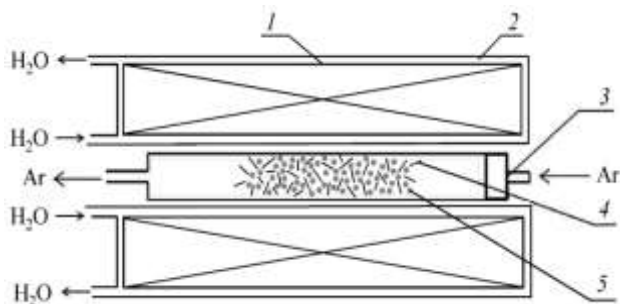
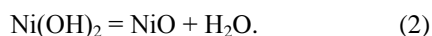


Рис. 1. Схема аппарата вихревого слоя УАП-3:
1 – катушка; 2 – контур водяного охлаждения;
3 – реактор из нержавеющей стали;
4 – ферромагнитные иглы; 5 – обрабатываемый материал

В качестве ферромагнитных частиц, создающих вихревой слой, были использованы износостойкие стальные иглы длиной 15–20 мм, диаметром 0,6–1,2 мм. Масса обрабатываемого материала при одной загрузке составляла 15–20 г, а соотношение массы стальных иглолок к массе порошковой шихты при этом составляло 4:1.

Принцип работы, заложенный в АВС, основан на одновременном воздействии на обрабатываемые материалы вращающегося магнитного поля высокой мощности и механического воздействия рабочих тел (иглолок), находящихся в камере реактора с обрабатываемыми материалами и вращающихся под воздействием этого поля. В рабочей зоне, в единицу ее объема сконцентрирована огромная энергия, непосредственно воздействующая на вещество. Под действием поля и рабочих тел любые вещества в рабочей зоне установки очень быстро перемешиваются, измельчаются и приобретают высокую химическую активность (ионизируются), в результате чего происходят глубокие изменения в строении веществ и активация взаимодействующих компонентов независимо от того, в каком виде они находятся: газообразном, жидком или твердом.

Температуру термического разложения выбирали на основе данных термогравиметрического анализа (ТГА) в работе [20]. В ходе процесса протекала следующая реакция:



Фазовый состав порошковых образцов определяли методом рентгенофазового анализа (РФА) на рентгеновском дифрактометре «Дифрей-401» (Россия) (CrK_α -излучение) при комнатной температуре.

Величину удельной поверхности $S_{\text{уд}}$ образцов измеряли методом БЭТ по низкотемпературной адсорбции азота на анализаторе NOVA 1200e (США). Точность измерения составляет $\pm 5\%$. Средний размер частиц порошков вычисляли по данным измерений величины $S_{\text{уд}}$, используя формулу

$$D_{\text{ср}} = \frac{6}{\rho \cdot S_{\text{уд}}}, \quad (3)$$

где ρ – пикнометрическая плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$; $S_{\text{уд}}$ – удельная поверхность, $\text{м}^2/\text{кг}$; $D_{\text{ср}}$ – средний размер частиц, м.

Размерные характеристики и морфологию полученных НЧ порошков исследовали методом электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) JSM 6700F (Япония).

Расчет степени превращения α , дол. ед. (отношение количества реагента, который вступил в реакцию, к его исходному количеству) проводили по формуле

$$\alpha = \frac{m_t}{m_0}, \quad (4)$$

где m_0 и m_t – начальная и реагирующая масса $\text{Ni}(\text{OH})_2$ через время t , г.

Для неизотермического условия расчет энергии активации процесса термического разложения проводили дифференциально-разностным методом, используя данные термогравиметрического анализа и уравнения неизотермической кинетики [21].

Дифференциальная разность может быть записана как

$$\frac{\Delta \ln \left(b \cdot \frac{d\alpha}{dT} \right)}{\Delta \ln(1-\alpha)} = n - \frac{E_a}{R} \cdot \frac{\Delta \frac{1}{T}}{\Delta \ln(1-\alpha)}, \quad (5)$$

где α – степень превращения, дол. ед.; T – температура, К; b – скорость нагрева, К/с; E_a – энергия активации, Дж/моль; R – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль·К); n – порядок реакции.

В координатах X и Y наклон отрезка пропорционален величине энергии активации, а его пересечение с осью ординат дает значение n .

Константы скорости протекания реакций были рассчитаны по кинетическому уравнению, соответствующему модели Мак Кевана [22]:

$$D_{\text{ср}} \cdot d_0 \cdot [1 - (1-\alpha)^{1/3}] = k \cdot t, \quad (6)$$

где $D_{\text{ср}}$ – средний размер частиц, м; d_0 – доля кислорода в оксиде; α – степень превращения, дол. ед., k – кон-

станта скорости химической реакции, м/с; t – время, с.

Результаты исследования и их обсуждение

Структура и морфология исходного материала НП $\text{Ni}(\text{OH})_2$ для получения НП NiO термическим разложением показаны на рис. 2.

Рентгенофазовый анализ (рис. 2, а) показал, что исходный образец содержит чисто кристаллическую гидроксидную фазу $\text{Ni}(\text{OH})_2$, других фаз не обнаружено. Из рис. 2, б видно, что НЧ $\text{Ni}(\text{OH})_2$ образуют хлопья. Значение удельной поверхности НП $\text{Ni}(\text{OH})_2$ составило $38,6 \text{ м}^2/\text{г}$, что соответствует величине среднего размера частиц $\sim 38 \text{ нм}$.

Для изучения влияния магнитного поля и эффекта механоактивации в АВС на кинетику процесса термического разложения НП $\text{Ni}(\text{OH})_2$ эксперименты были проведены при температурах $T_1=220^\circ\text{C}$,

$T_2=250^\circ\text{C}$ и $T_3=280^\circ\text{C}$. Эти температуры находятся в интервале интенсивного протекания процесса термического разложения, которые показали в работе [20].

Опыты проводились в неподвижном слое, в слое с наложением вращающегося магнитного поля и в вихревом слое с механической активацией.

На рис. 3 представлены кинетические кривые термического разложения НП $\text{Ni}(\text{OH})_2$ в различных экспериментальных условиях.

Видно, что при 220°C (рис. 3, а) процесс термического разложения в неподвижном слое и в слое с наложением магнитного поля идет очень медленно. Однако под действием эффекта механоактивации в вихревом слое процесс термического разложения протекает с заметной скоростью и практически заканчивается после полутора часов выдержки.

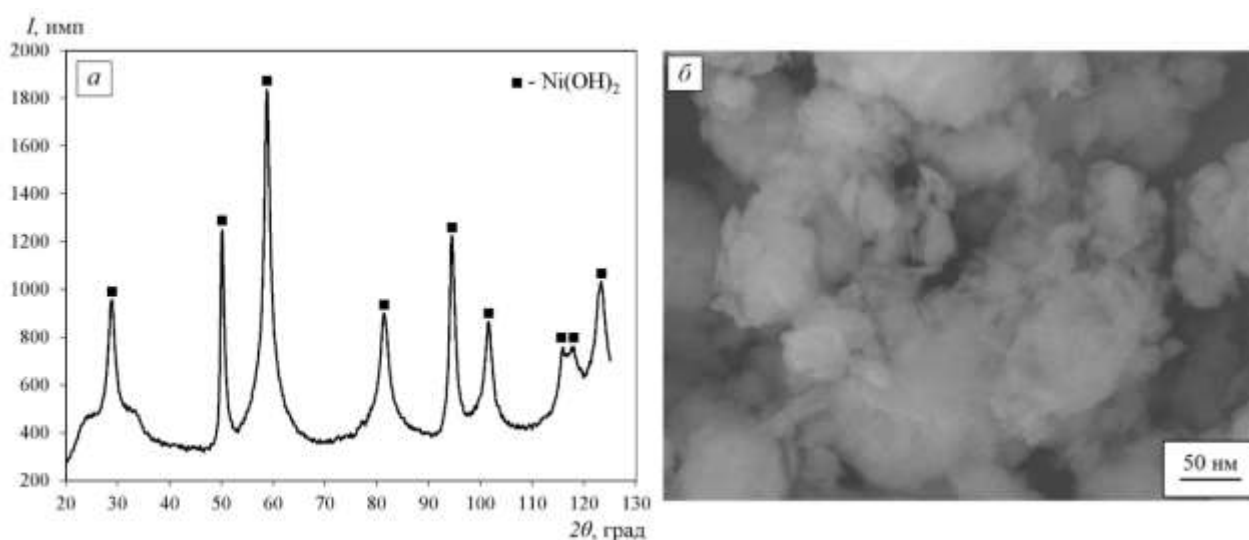


Рис. 2. Рентгенограмма (а) и СЭМ-изображение (б) исходного образца НП $\text{Ni}(\text{OH})_2$

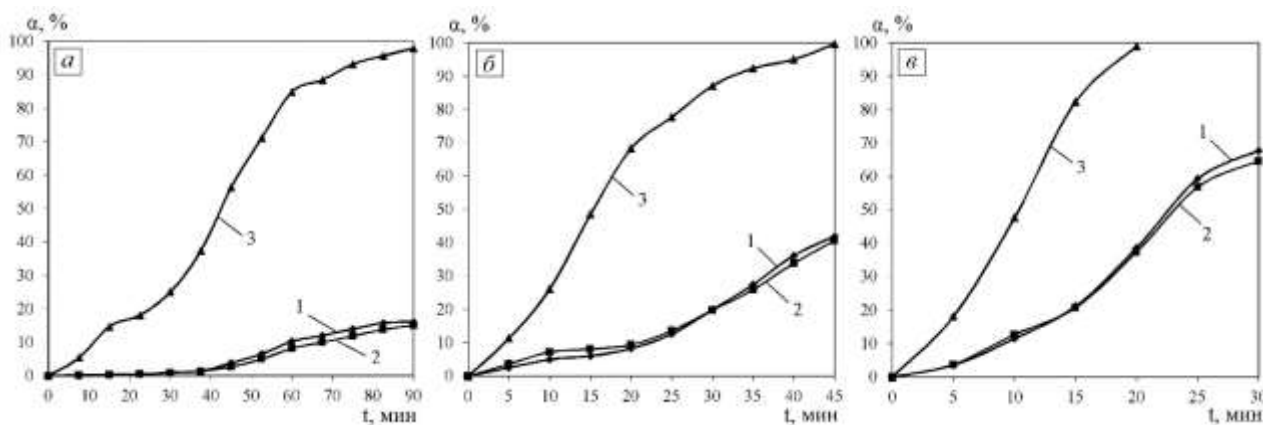


Рис. 3. Временные зависимости степени превращения при термическом разложении НП $\text{Ni}(\text{OH})_2$:

а – при 220°C ; б – при 250°C , в – при 280°C ;

1 – неподвижный слой; 2 – неподвижный слой с магнитным полем; 3 – вихревой слой

При 250°C (рис. 3, б) степень превращения в неподвижных слоях с полем и без поля повышается, но, по-прежнему значительно меньше, чем в вихревом слое с механоактивацией. При этом процесс термического разложения в вихревом слое заканчивается после 45 мин обработки. Для образцов в неподвижных слоях на их кинетических кривых сначала идет инкубационный период, когда только-только начинается зарождение новой фазы, затем перегиб, отвечающий кинетическому режиму процесса, при котором протекает химическая реакция на поверхности неподвижного слоя гидроксида, при этом процесс еще не переходит в диффузионную область реагирования.

И наконец, при 280°C (рис. 3, в) процесс термического разложения во всех слоях значительно ускоряется, особенно в вихревом слое: процесс идет до конца только за 20 минут. Степень превращения в неподвижных слоях достигает 60–70% после 30 мин выдержки. Надо отметить, что магнитное поле практически не влияет на скорость процесса.

Рассчитанные энергии активации и константы скорости процесса термического разложения НП Ni(OH)₂ по уравнениям (5) и (6) соответственно приведены в табл. 1.

Таблица 1

Расчет константы скорости и энергии активации процесса термического разложения

Вид слоя	Температура, °C			E_a , кДж/моль
	220	250	280	
	$k \cdot 10^{11}$, м/с			
Неподвижный слой	0,11	0,36	0,59	38
Неподвижный слой с магнитным полем	0,12	0,38	0,60	44
Вихревой слой	0,52	1,65	6,32	68

Анализ расчетных данных показал, что скорость процесса термического разложения в вихревом слое гораздо выше, чем в неподвижных слоях, примерно в 5-10 раз.

Расчетные данные энергии активации термического разложения в различных слоях также согласуются с теоретическим предположением: в вихревом слое за счет интенсивного перемешивания удаляется диффузионный слой и процесс протекает в кинетической области реагирования, поэтому скорость процесса больше зависит от температуры (т.е. при малом изменении температуры константа скорости k изменяется на большую величину), значит, энергия активации процесса в вихревом слое больше, чем в неподвижных.

На рис. 4 представлены рентгенограммы промежуточных и конечных продуктов термического разложения НП Ni(OH)₂. В левой части рисунка представлены рентгенограммы промежуточных образцов, в правой – рентгенограммы конечных продуктов. Для исследования промежуточные образцы были взяты после 25 мин выдержки в неподвижных слоях, а в вихревом слое – 5 мин при $T = 280^\circ\text{C}$.

Расчет рентгенограмм показывает, что в образцах, полученных после 25 мин выдержки в неподвижных слоях без поля и с полем (рис. 4, а и в), в равной мере присутствуют как исходный материал – НП Ni(OH)₂, так и продукт термического разложения – НП NiO. После 1 ч выдержки в поле и без поля Ni(OH)₂ разлагается полностью (рис. 4, б и г).

Из рентгенограммы на рис. 4, д видно, что при проведении процесса термического разложения в вихревом слое за 5 мин уже образовано значительное количество NiO. Разложение НП Ni(OH)₂ в вихревом слое полностью заканчивается после 20 мин обработки (рис. 4, е).

Количественный фазовый анализ был проведен путем расчета рентгенограмм с помощью программ «OUTSET» и «PHAN». Результат количественного фазового анализа показан в табл. 2.

Таблица 2

Результат количественного фазового анализа продуктов процесса

Образец	Количество фазы, ат. %	
	NiO	Ni(OH) ₂
Неподвижный слой, 25 мин	52	48
Неподвижный слой, 1 ч	100	0
Неподвижный слой с магнитным полем, 25 мин	56	44
Неподвижный слой с магнитным полем, 1 ч	100	0
Вихревой слой, 5 мин	27	73
Вихревой слой, 20 мин	100	0

Результат измерения удельной поверхности $S_{уд}$ и среднего размера $D_{ср}$ частиц исходного материала и продуктов термического разложения представлен в табл. 3. Видно, что при обработке во всех слоях $S_{уд}$ полученных продуктов термического разложения растет со временем и значительно выше, чем у исходного образца. Это объясняется тем, что в ходе разложения испаряющаяся вода освобождает поры частиц и образуется мелкодисперсный NiO.

Таблица 3

Результат удельной поверхности исходного образца и продуктов процесса

Образец	$S_{уд}$, м ² /г	$D_{ср}$, нм
Исходный Ni(OH) ₂	68,8	21,4
Неподвижный слой, 25 мин	112,1	9,8
Неподвижный слой, 1 ч	149,5	6
Неподвижный слой с магнитным полем, 25 мин	106,3	10,2
Неподвижный слой с магнитным полем, 1 ч	139	6,5
Вихревой слой, 5 мин	96,2	13,0
Вихревой слой, 20 мин	35,6	25,3

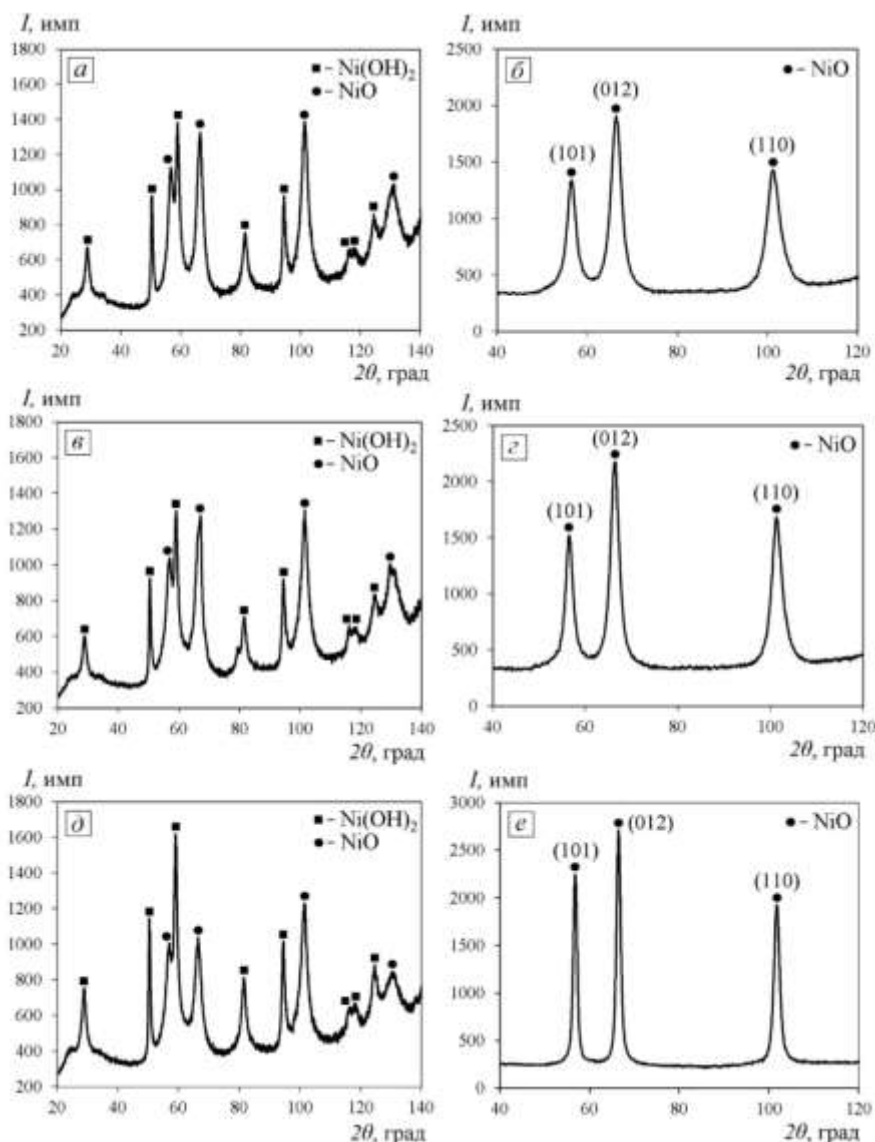


Рис. 4. Рентгенограммы продуктов процесса:

а, б – образцы, полученные в неподвижном слое; в, г – образцы, полученные в неподвижном слое с магнитным полем; д, е – образцы, полученные в вихревом слое

При сравнении данных различных образцов установлено, что $S_{уд}$ образцов, полученных в неподвижном слое без поля, выше, чем у образцов, полученных в магнитном поле. Обработка в вихревом слое сначала также приводит к повышению $S_{уд}$ по сравнению с исходным образцом, но затем она падает.

Расчет среднего размера частиц по формуле (3) показал, что самые мелкодисперсные частицы получились в неподвижном слое без поля, их средний размер составил 9,8 и 6,0 нм за 25 мин и 1 ч обработки соответственно. За такое же количество времени в магнитном поле он составил 10,2 и 6,5 нм. При обработке в вихревом слое средний размер частиц конечного продукта термического разложения равен 25,3 нм.

На рис. 5 представлены электронные микрофотографии продуктов термического разложения – НЧ NiO, полученных в различных слоях при 280°C.

Анализ микрофотографий (рис. 5, а) показал, что НЧ NiO, полученные в неподвижном слое без наложения поля, находятся в плотном контакте друг с другом и представляют собой пластинки неправильной формы, характерные размеры которых составляют от 30 до 100 нм.

Из микрофотографии образца, обработанного в магнитном поле (рис. 5, б), видно, что НЧ выглядят как тонкие плоские диски, которые собраны в крупные агрегаты. Размеры дисков колеблются от сорока до сотен нм, а их толщина не превышает 20 нм.

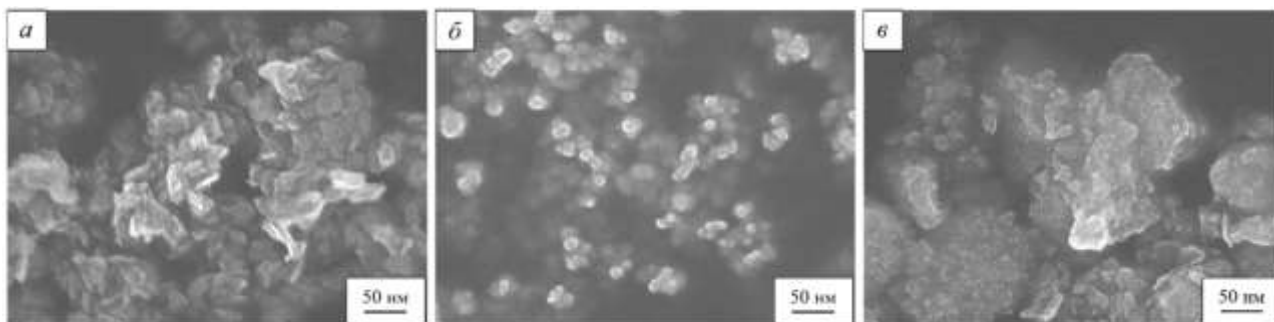


Рис. 5. СЭМ-микрофотографии конечных продуктов термического разложения при 280°C: а – образец, полученный в неподвижном слое; б – полученный в неподвижном слое с магнитным полем; в – полученный в вихревом слое

Обработка образца в вихревом слое (рис. 5, в) приводит к флокуляции материала, формируя большие круглые пластинки размером до 1 мкм, на поверхности которых размещены мелкодисперсные частицы размером порядка несколько нм.

Таким образом, при термическом разложении магнитное поле, немного увеличивая средний размер частиц, способствует округлению их границ. Вихревое поле активирует процесс коагуляции НЧ. Это подтверждают данные по измерению удельной поверхности, которая максимальна у образца, полученного в неподвижном слое без поля, чуть меньше у образца, полученного в магнитном поле, и в несколько раз меньше у образца, полученного в вихревом слое.

Заключение

Исследованы кинетические закономерности процесса термического разложения НЧ $\text{Ni}(\text{OH})_2$ в аппарате с вихревым слоем. Установлено, что магнитное поле фактически не влияет на скорость процесса термического разложения.

Показано, что процессы в вихревом слое протекают гораздо интенсивнее, чем в неподвижных (в 5–10 раз).

Выявлено, что при термическом разложении магнитное поле способствует округлению границ наночастиц, а вихревой слой активирует процесс их коагуляции.

Список литературы

- Bhushan B. (Ed.). Springer Handbook of Nanotechnology. 4th edition. Berlin: Springer-Verlag Heidelberg. 2017. 1500 p.
- Dahman Y. Nanotechnology and Functional Materials for Engineers. 1st Edition. Elsevier: Health Sciences Division. 2017. 282 p.
- Garba D.S., Abubakar Y., Suleiman S. Nickel Oxide (NiO) Devices and Applications: A Review // International Journal of Engineering and Technical Research. 2019. Vol. 8(4). P. 461-467.
- El-Kemary M., Nagy N., El-Mehasseb I. Nickel oxide nanoparticles: Synthesis and spectral studies of interactions with glucose // Materials Science in Semiconductor Processing. 2013. Vol. 16. P. 1747-1752.
- Ruscello M., Sarkar T., Levitsky A. Nanocomposite of nickel oxide nanoparticles and polyethylene oxide as printable hole transport layer for organic solar cells // Sustainable Energy & Fuels. 2019. Vol. 3. P. 1418-1426.
- Sun D.L., Zhao B.W., Liu J.B., Wang H., Yan H. Application of nickel oxide nanoparticles in electrochromic materials // Ionics. 2017. Vol. 23. P. 1509-1515.
- Изучение факторов, влияющих на процесс восстановления NiO / О.В. Большакова, М.Н. Нафталь, Н.В. Белюсова, Е.В. Салимжанова // Цветные металлы. 2018. № 6. С. 71-77.
- Волков Л.В., Калашникова М.И. Механизм растворения оксидов никеля растворами серной кислоты в окислительных условиях // Цветные металлы. 2011. № 8-9. С. 101-104.
- Gkika D.A., Vordos N., Nolan J.W., Mitropoulos A.C., Vansant E.F., Cool P., Braet J. Price tag in nanomaterials? // Journal of Nanoparticle Research. 2017. Vol. 19. 177.
- Нгуен Т.Х., Нгуен В.М. Влияние поверхностно-активных веществ на дисперсность нанопорошков железа, кобальта и никеля // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2020. № 1. С. 22-28.
- Предельная степень использования водорода в реакциях восстановления железа из оксидов / В.М. Колокольцев, В.А. Бигеев, С.К. Сибгатуллин, А.А. Бородин // Теория и технология металлургического производства. 2010. № 10. С. 4-11.
- Конюхов Ю.В., Нгуен В.М., Рыжонков Д.И. Кинетические закономерности процессов водородного восстановления нанопорошка $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ при энергомеханической обработке в электромагнитном поле // Физика и химия обработки материалов. 2018. № 1. С. 66-74.
- Анализ особенностей применения порошковых покрытий на основе никеля при восстановлении автомобильных деталей / С.В. Зотов, А.С. Лимарев, И.Ю. Мезин, И.Г. Гун, И.В. Понурко // Теория и технология металлургического производства. 2020. Т. 32. № 1. С. 50-54.
- Ryzhonkov D.I., Konyukhov Yu.V., Nguyen V.M. Kinetic Regularities and Mechanisms of Hydrogen Reduction of Nanosized Oxide Materials in Thin Layers // Nanotechnologies in Russia. 2017. Vol. 12. No. 11-12. P. 620-626.
- Махоткина Е.С., Шубина М.В. Шлаки процесса прямого восстановления железа как источник получения ванадия и титана // Теория и технология металлургического производства. 2015. Т. 17. № 2. С. 60-65.

16. Свойства наноразмерных порошков железа, полученных химико-металлургическим методом с применением поверхностно-активных веществ / Ю.В. Конюхов, В.В. Левина, Д.И. Рыжонков, И.И. Пузик // Российские нанотехнологии. 2008. Т. 3. № 5-6. С. 158-163.
17. Магнитные свойства нанопорошков Fe, Co, Ni, полученных химико-металлургическим методом / Т.Х. Нгуен, Ю.В. Конюхов, В.М. Нгуен, В.В. Левина, Д.Ю. Карпенков // XXII Международная конференция по постоянным магнитам, Суздаль, 23-27 сентября 2019 г.: сб. тезисов. М., 2019. С. 104–105.
18. Нгуен В.М., Конюхов Ю.В., Рыжонков Д.И. Исследование влияния электромагнитного поля и энергомеханической обработки на процесс получения наноразмерных порошков металлического кобальта восстановлением водородом // Известия вузов. Черная металлургия. 2018. Т. 61. No. 2. С. 96-101.
19. Вершинин Н.П. Установки активации процессов. Использование в промышленности и в сельском хозяйстве. Экология. Ростов-на-Дону, 2004. 314 с.
20. Конюхов Ю.В. Разработка научно-технологических основ получения нанопорошков из техногенного сырья и модифицирования материалов с применением энергомеханической обработки: дис. ... д-ра техн. наук. М.: МИСиС. 2018. 303 с.
21. Рыжонков Д.И., Арсентьев П.П., Яковлев В.В. Теория металлургических процессов. М.: Металлургия, 1989. 392 с.
22. McKewan W.M. Kinetics of iron oxide reduction // Trans. Met. Soc. AIME. 1960. Vol. 218. P. 2-6.

Сведения об авторах

Нгуен Тиен Хиеп – аспирант кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов (ФНСиВТМ), НИТУ «МИСиС», Москва, Россия. E-mail: htnru7@yandex.ru

Нгуен Ван Минь – кандидат технических наук, Технологический институт, Ханой, Вьетнам. E-mail: chinhnhan88@gmail.com

Введенская Ирина Андреевна – студент-магистр кафедры ФНСиВТМ, НИТУ «МИСиС», Москва, Россия. E-mail: vvkrak@yandex.ru

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

KINETICS OF SYNTHESIZING PROCESS OF NICKEL OXIDE NANOPOWDER IN VARIOUS ENVIRONMENTS

Nguyen Tien Hiep – postgraduate, Department of Functional Nanosystems & High-Temperature Materials (FHS&HTM), NUST “MISiS”, Moscow, Russia. E-mail: htnru7@yandex.ru

Nguyen Van Minh – PhD. Sci. (Eng.), Institute of Technology, Hanoi, Vietnam. E-mail: chinhnhan88@gmail.com

Vvedenskaya Irina A. – master-student, Department of FHS&HTM, NUST “MISiS”, Moscow, Russia.. E-mail: vvkrak@yandex.ru

Abstract. *The kinetics of synthesizing process of nickel oxide nanopowder by the thermal decomposition of nickel hydroxide in various environments (fixed layer, fixed layer with a magnetic field and vortex layer) at temperatures from 220 to 280°C were studied. Ni(OH)₂ nanopowder was prepared in advance by chemical deposition from an aqueous solution of nickel nitrate (10 wt. %) and alkali NaOH (10 wt. %) at room temperature, pH=9. The crystal structure and composition of the samples were studied by X-ray phase analysis. The specific surface area S of the powders was measured using BET method by low-temperature nitrogen adsorption. The size and morphology of the particles investigated by scanning electron microscope. It is show that the magnetic field does not actually affect the rate of the thermal decomposition process. It is shown that the thermal decomposition process in the vortex layer proceeds much more intensively than in the stationary layer (5–10 times). NiO nanoparticles obtained by thermal decomposition of nickel hydroxide at 280°C in various environments have different sizes and morphologies. It is show that the thermal decomposition in a magnetic field promotes rounding of the boundaries of nanoparticles and the vortex layer activates their coagulation process.*

Keywords: *kinetics, nickel hydroxide, nickel oxide, thermal decomposition, nanoparticle, nanopowder, fixed layer, vortex layer, magnetic field, activation energy*

Ссылка на статью:

Нгуен Т.Х., Нгуен В.М., Введенская И.А. Кинетика процесса получения нанопорошка оксида никеля в различных средах // Теория и технология металлургического производства. 2020. №4 (35). С. 10-16.

Nguyen T.H., Nguyen V.M., Vvedenskaya I.A. Kinetics of synthesizing process of nickel oxide nanopowder in various environments. *Teoria i tecnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2020, vol. 35, no. 4, pp. 10-16.

УДК 669

Кошкарлов А.А., Агапитов Е.Б., Бигеев В.А.

ИССЛЕДОВАНИЕ НА ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ РЕВЕРСА В ЦИРКУЛЯЦИОННОЙ УСТАНОВКЕ ВАКУУМИРОВАНИЯ СТАЛИ

Аннотация. Увеличение потребительского рынка продукции черной металлургии устанавливает перед металлургами высокие требования к выпускаемой продукции. Основным из ключевых критериев является глубокая очистка металла от неметаллических примесей и растворенных газов. Для выполнения данных требований на металлургических заводах при выплавке широкое распространение получили агрегаты вакуумной дегазации RH-типа. Данные вакуумные агрегаты показали высокую эффективность, по сравнению с другими типами вакууматоров, при выплавке автокузовных, трубных, судостроительных и других марок стали. В мировой производственной практике вакуумные агрегаты RH-типа выходят на первые места при ковшевой обработке металла, оставляя агрегату печь-ковш только функцию нагрева и глубокой десульфурации при производстве высококачественных марок сталей. Исходя из этого, высокую актуальность получают работы по изучению процессов, происходящих при вакуумной обработке металла, а также работы по повышению стойкости футеровки вакууматора и снижению неметаллических включений, которые поступают в металл из футеровки. В данной работе рассматриваются вопросы загрязнения металла за счет износа футеровки вакууматора, выявлены зоны застоя металла в сталеразливочном ковше, а так же представлена схема модернизации вакууматора RH-типа.

Ключевые слова: реверс, застойные зоны, циркуляция, вакуумная дегазация, моделирование, неметаллические включения.

В связи с повышением уровня требований к высококачественной стали и росте заказов металлургические предприятия увеличивают долю металла, проходящего вакуумную обработку до 80%. Здесь наряду с дегазацией и обезуглероживанием металла решается еще одна важная задача – удаление неметаллических включений.

Как правило, главную роль в формировании неметаллических включений играют продукты раскисления стали алюминием, поэтому основная часть неметаллических включений представляется корундом (Al_2O_3) и шпинелями ($Mn \cdot Al_2O_3$; $MgO \cdot Al_2O_3$; $FeO \cdot Al_2O_3$). Снижение содержания неметаллических включений различной природы при ковшевой обработке вакуумом происходит преимущественно механическим путем в результате переноса их на межфазные поверхности, а также флотации газовыми пузырьками. При этом на поверхности жидкой стали или на твердой поверхности образуется шлаковая пленка. Процесс протекает в три стадии:

- 1) перенос к межфазной поверхности;
- 2) зацепление за межфазную поверхность;
- 3) ассимиляция жидкой неметаллической фазой (шлаком) или спекание с твердой фазой.

Лимитирующим звеном процесса является перенос включений к межфазной поверхности. Этот перенос может осуществляться при всплывании включений в металле или массопереносе их с потоками металла.

Всплывание включений, скорость которого пропорциональна квадрату радиуса частицы (формула Стокса), играет некоторую роль лишь в начальный период после ввода раскислителей в сталь с высоким содержанием кислорода, когда образуются крупные включения диаметром более 15–20 мкм. Существен-

ное значение в процессах внепечной обработки имеет массоперенос включений с потоками металла, и решающее влияние на удаление неметаллических включений оказывает интенсивность перемешивания.

При интенсивном перемешивании лимитирующим звеном может быть и вторая из приведенных выше стадий – зацепление. Это связано с тем, что включение, которое плохо «зацепилось» за межфазную поверхность, может быть вновь унесено потоком металла. Вероятность прочного зацепления увеличивается с повышением энергии межфазного натяжения на границе включение – металл. Поэтому при интенсивном перемешивании лучше удаляются включения корунда (Al_2O_3), имеющие большую межфазную энергию на границе с металлом, чем силикаты. По-видимому, этому способствует и остроугольная форма кристаллов корунда, благодаря чему они прокалывают межфазную поверхность [1].

Одним из основных путей повышения эффективности вакуумирования является увеличение интенсивности циркуляции металла, при этом неизбежно возрастает динамическая нагрузка на футеровку вакуум-камеры, что приводит к её ускоренному разрушению, попаданию части неметаллических включений экзогенной природы в сталь и необходимости частой смены футеровки. В этой связи актуальны исследования по поиску различных вариантов обработки, способствующих повышению стойкости вакууматора и сокращению продолжительности операции вакуумирования.

За время эксплуатации установок вакуумирования стали RH-типа на ПАО «ММК» была выявлена характерная проблема неравномерного износа футеровки погружных патрубков, а также мест стыка патрубков и днища (рис. 1).



а



б

Рис. 1. Вид сверху футеровки всасывающего патрубка и разгара по основному кольцу

Также одним из факторов, определяющим износ футеровки вакууматора, является время вакуумирования. Исследования авторов [2] показали, что сокращению времени вакуумирования способствует образование циркуляционной зоны на выходе из всасывающего патрубка. Увеличение линейной скорости расплава на огибающей вихря уменьшает внешнее давление на пузыри, что приводит к увеличению их объема и площади межфазной поверхности. Реакционная поверхность «газ – сталь» в этой области завихрения резко увеличивается и по оценкам доли этой поверхности около 30% гетерогенных реакций происходит именно здесь [3–5]. Это способствует резкому ускорению процессов обезуглероживания и дегазации стали.

Учитывая этот факт, можно однозначно связывать увеличение реакционной поверхности за счет организации дополнительных зон циркуляции расплава с сокращением времени обработки.

Несмотря на широкое внедрение прогрессивных технологических решений при вакуумировании стали, резервы повышения эффективности еще не исчерпаны, поэтому работы по совершенствованию продолжают. Определенной проблемой является наличие

застойных зон при вакуумировании, которые затрудняют выполнение задач вакуумирования. На фоне ужесточения требований к качеству готовой продукции и увеличения пропускной способности оборудования это является одним из серьезных препятствий для их выполнения.

Одним из решений данной проблемы является организация переменной – реверсной циркуляции расплава за счет симметричной установки дополнительных аргоновых сопел – пробок на сливном патрубке вакууматора. Понимание, что данная технология позволит продлить межремонтный период, выровнять износ футеровки не вызывает сомнений. Однако в качестве негативных моментов высказывалось предположение, что необходимость обеспечения «незаливания» газовых сопел в сливном патрубке вызовет потребность в поддержании в нем некоторого минимального расхода аргона, снизит скорость циркуляции металла и удлинит цикл обработки. Исследования, проведенные авторами данной статьи, направлены на количественную оценку этих прогнозируемых негативных воздействий.

Организация переменного движущихся потоков должна обеспечить создание режима «разрушения» застойных зон металла и способствовать выводу из них неметаллических включений.

Для качественной и количественной оценки изменения гидродинамики при реверсной циркуляции металла было проведено физическое моделирование этого процесса в гидродинамической модели вакууматора (рис. 2). Лабораторная модель вакууматора была выполнена в масштабе 1:10. На основании теории подобия физических процессов при моделировании стремились, чтобы одноименные безразмерные критерии, определяющие гидродинамику, были подобны.

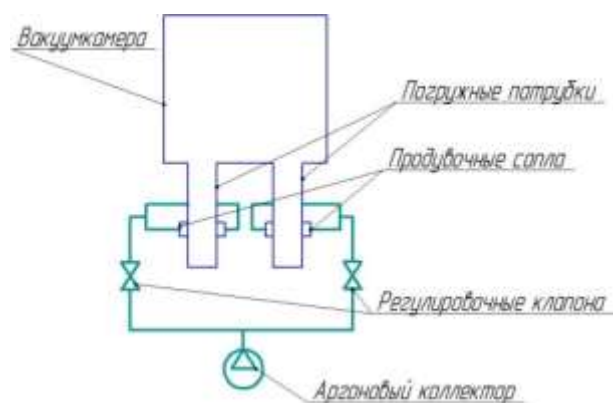


Рис. 2. Схема лабораторной установки

На основании аналитического обзора литературы [6] в качестве моделируемой системы «расплав стали – аргон» была выбрана система «вода – воздух», так как кинематические вязкости воды и жидкого металла близки. Физические свойства сред приведены в табл. 1.

Таблица 1

Физические свойства веществ

Параметр	Жидкость		Газ	
	Вода	Сталь	Воздух	Аргон
Кинематическая вязкость, м ² /с	10 ⁻⁶	0,913·10 ⁻⁶	0,151·10 ⁻⁶	0,124·10 ⁻⁶
Плотность, кг/м ³	1000	7010	1,29	1,784

Линейные размеры модели определяли на основе выбранного коэффициента подобия:

$$K = \frac{D_1}{D_2} = \frac{d_1}{d_2} = \frac{h_1}{h_2} = \frac{2714}{271,4} = \frac{720}{72} = \frac{2000}{200} = 10, \quad (1)$$

где D_1 и D_2 – диаметры вакуум-камеры реальной и масштабной модели, мм;

d_1 и d_2 – диаметры погружных патрубков реальной и масштабной модели, мм;

h_1 и h_2 – высота патрубков реальной и масштабной модели, мм.

Чтобы физическое подобие водяной модели вакууматора соблюдалось, необходимо было выполнить равенство числа Re в модели и реальном агрегате:

$$Re = \frac{\omega_1 \cdot d_1}{\nu_1} = \frac{\omega_2 \cdot d_2}{\nu_2}, \quad (2)$$

где ω_1 и ω_2 – скорость движения жидкого металла и воды;

d_1 и d_2 – внутренние диаметры патрубков вакууматора и масштабной модели;

ν_1 и ν_2 – кинематические вязкости жидкого металла и воды.

Аналогично рассчитывались числа Re для всплывающих пузырьков аргона и воздуха. По выражению (2) видно, что при фиксации кинематической вязкости и диаметров сечения патрубков при моделировании для выполнения условия (2) необходимо управлять скоростью движения воды в модели. Результаты расчета приведены в табл. 2.

Таблица 2

Критерии подобия

Параметр	Жидкость		Газ	
	Вода	Сталь	Воздух	Аргон
Число Рейнольдса	7,886·10 ⁵ – 1,183·10 ⁶		5,481·10 ⁷	
Скорость, м/с	11 – 16,5	1 – 1,5	115	9,5

Учитывая, что в масштабной модели моделируется только гидродинамика движения жидкости, соблюдение данного подобия считали достаточным. Также при физическом моделировании гидродинамики движения расплава в вакууматоре были приняты следующие допущения:

- моделирование проводилось при атмосферном постоянном давлении без вакуума;
- объем вакуум-камеры и погружных патрубков, в которых происходит исследование гидродинамики, изначально заполнен жидкостью;

- количество продувочных сопел по одному на патрубок;

- тангенциальное движение жидкости в патрубках не обеспечивается.

Так как при проведении моделирования над поверхностью воды не создавали вакуум, то скорость подъема пузырей воздуха ожидаемо была на несколько порядков ниже расчетной, а, как следствие этого, скорость воды была отлична от расчетной. Данный случай описывается уравнением Бернулли:

$$dP + \rho g dz + \frac{\rho dW^2}{2} = 0, \quad (3)$$

где dP – пьезометрическое давление;

$\rho g dz$ – геометрическое давление;

$\frac{\rho dW^2}{2}$ – скоростное давление.

Исходя из выражения (3) скорость подъема пузырька аргона в жидком металле составляет 45–50 м/с при давлении над поверхностью металла 66,6 Па (0,001 атм). Тогда скорость подъема пузырька воздуха в воде составит 0,45–0,5 м/с при давлении над поверхностью воды 101000 Па (1 атм). Следовательно, скорость воды в масштабной модели должна быть на уровне $v_b \approx 0,11$ м/с.

Коэффициент циркуляции расплава стали в базовом варианте работы вакууматора принимали за единицу. Так как при работе установки в реверсном режиме циркуляции на неактивные продувочные пробки подается минимальный расход аргона, возле стен неактивных патрубков расплав стали неизбежно теряет свою скорость, и коэффициент циркуляции изменяется. Для оценки скорости движения жидкости при барботаже вводили цветные маркеры и анализировали скорость их перемещения на кадровых снимках видеоизображения. Скорость всплывания пузырьков газа определяли аналогичным методом, подсвечивая передний план установки и затеняя задний. Некоторые результаты моделирования показаны на рис. 3.

Результаты исследований показали, что скорость всплывания пузырей воздуха от активного сопла находилась на уровне 0,25 м/с, от неактивного – на уровне 0,14 м/с и скорость движения цветных маркеров 0,12 м/с.

Сравнивая полученную скорость с расчетной (с учетом введенных допущений), видно, что расчетная скорость соответствует скорости на модельной установке.

Так как пузыри воздуха от неактивного сопла поднимались и создавали некое сопротивление для пристеночных слоев воды, то скорость циркуляции снижалась. Также при помощи раскадровки была определена скорость циркуляции воды без встречного потока воздуха, которая составила 0,124 м/с.

Таким образом, можно сделать вывод, что скорость циркуляции пристеночных слоев воды замедляется на 3–4%, а коэффициент циркуляции при этом составит 0,974.



Рис. 3. Кадры видеосъемки изучения гидродинамики циркуляционного вакуумирования:

- > — траектория движения маркера (капли красителя);
- > — траектория движения пузырька от неактивного сопла

При подаче равных расходов на активное и неактивное сопло происходил срыв общей циркуляции с образованием макроциркуляционных зон в каждом патрубке (см. рис. 3).

В ходе экспериментов планировали получить ответы на следующие вопросы:

- насколько затормаживается скорость циркуляции металла при данной схеме работы вакууматора;
- насколько ниже скорость подъема пузыря аргона при минимальном расходе, чем при максимальном;

– определение застойных зон металла и как быстро они разрушаются.

Были проведены три группы опытов (рис. 4):

- 1) продувка с минимальным расходом на неактивные пробки;
- 2) продувка с одинаковым расходом транспортирующего газа на оба патрубка;
- 3) определение времени восстановления циркуляции после снижения расхода газа на одном из патрубков от максимального до минимального.

При подаче газа только через один патрубок диагностировалась зона застоя между патрубками, которая разрушалась при организации реверсной обработки.

Скорость восстановления циркуляции воды после изменения расхода на одном из патрубков стабилизировалась через 2–4 с. Сокращение времени обработки в вакууматоре создает предпосылки для снижения затрат электроэнергии в агрегатах ковш – печь [7, 8].

Во втором этапе физического моделирования была собрана новая установка с имитацией сталеразливочного ковша, в котором также был ряд допущений:

- моделирование проводилось при атмосферном постоянном давлении без вакуума;
- объем вакуум-камеры и погружных патрубков, в которых происходит исследование, изначально заполнен жидкостью;
- количество продувочных фурм десять, по пять на патрубок;
- модель ковша выполнена в виде цилиндра, и уменьшен объем.

На рис. 5 представлены кадры первого опыта второго этапа физического моделирования, где наблюдается образование устойчивой застойной зоны между патрубками.

В данном опыте помимо выявления застойной зоны, наблюдалась зона активной циркуляции жидкости, которая формировалась в виде эллипсоида. Также

в ходе наблюдения было выявлено, что при увеличении расхода газа на активные продувочные фурмы одного из патрубков зона застоя под патрубками вытягивалась, а также вытягивалась зона циркуляции и начинала захватывать придонные слои жидкости. Данный эффект хорошо виден при втором опыте, где определялись застойные зоны около стен сталеразливочного ковша (рис. 6).

На всех кадрах видно, что отрыв жидкости от стен ковша происходит не активно. Также видно, что застойные зоны под патрубками и около стен сливаются в одну (кадр 3), огибая зону циркуляции, но при этом часть жидкости из застойной зоны поступает в зону циркуляции. После увеличения расхода воздуха на рабочие фурмы патрубка зона циркуляции начала охватывать придонные зоны жидкости (кадр 5). На кадрах с 3-го по 6-й можно наблюдать зону полного застоя жидкости под патрубком, который работает как подъемный. В данной зоне практически отсутствует усреднение жидкости с остальным объемом.

В последнем опыте после установления застойной зоны включался реверс, который после возобновления циркуляции в обратном направлении позволил за короткие временные сроки разрушить застойную зону в модели сталеразливочного ковша, а также произвести полное усреднение жидкости в нем. Результаты данного опыта отображены на кадрах опыта (рис. 7).



Подача газа: 50 / 50 % (срыв циркуляции)



Подача газа: 10 / 90 %

Рис. 4. Результаты опытов

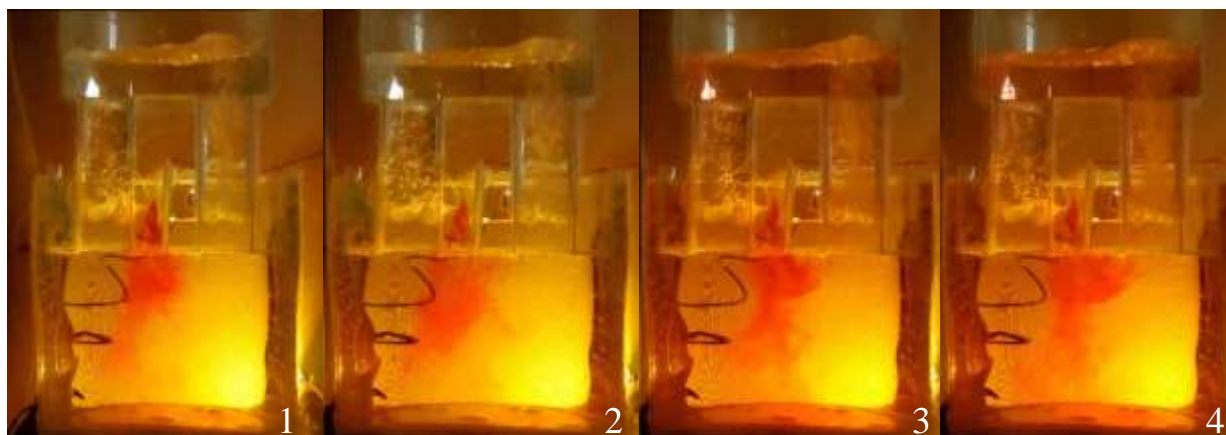


Рис. 5. Кадры опыта определения застойной зоны между патрубками

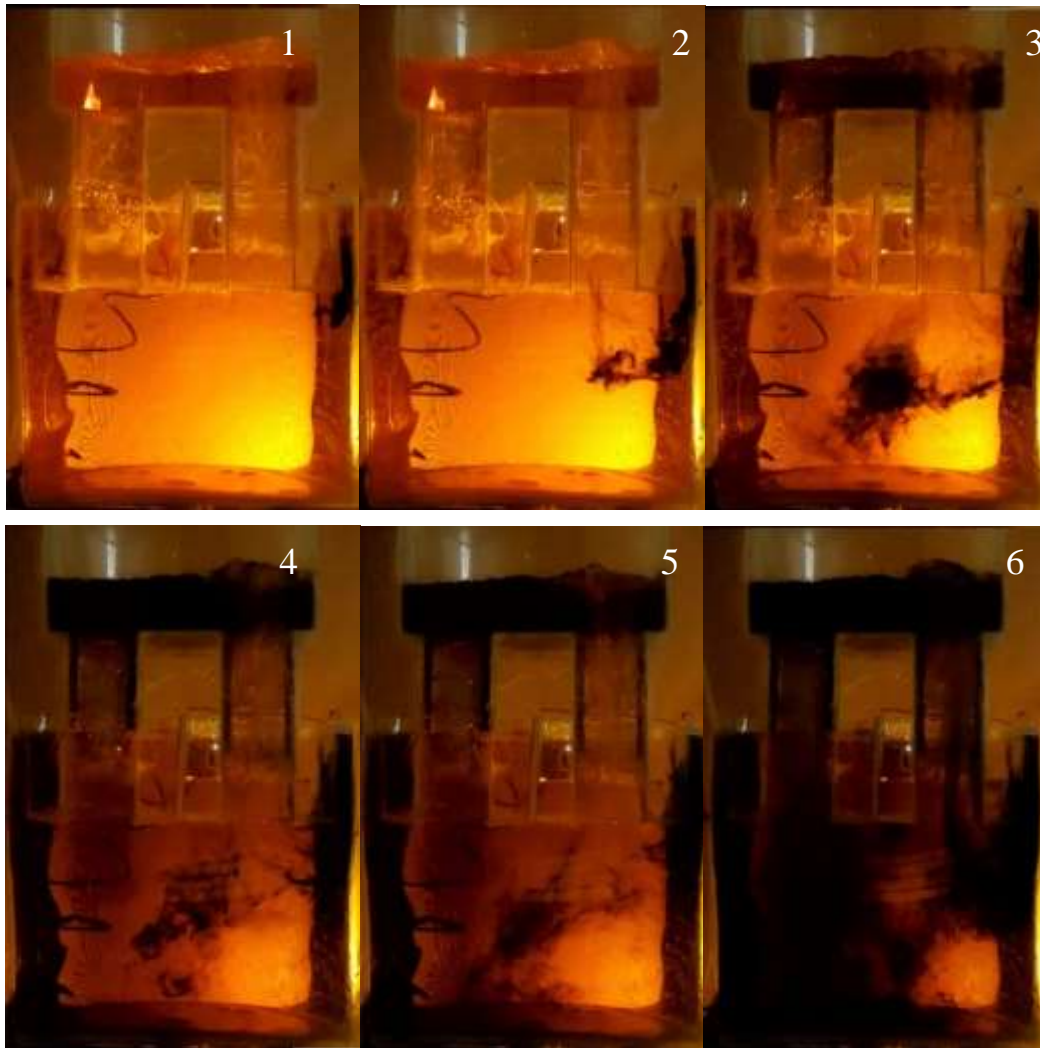


Рис. 6. Кадры опыта определения застойной зоны около стен сталеразливочного ковша

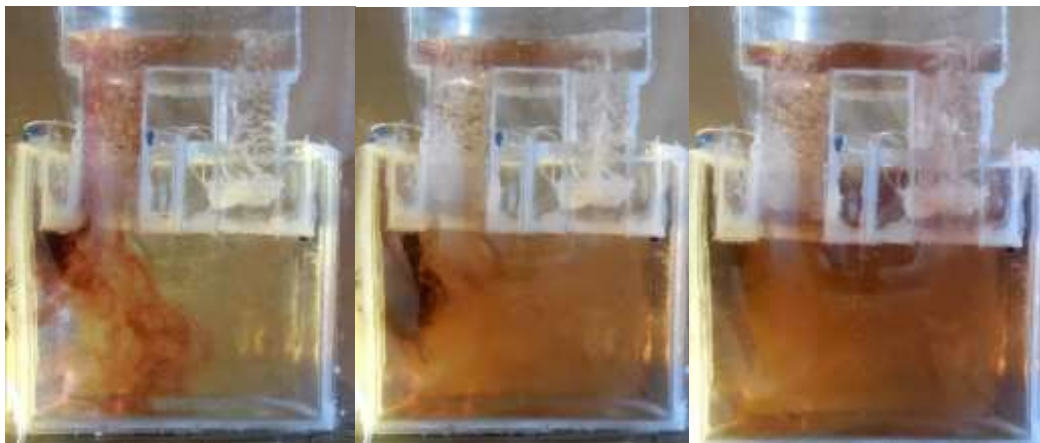


Рис. 7. Кадры опыта включения реверса

Выводы: 1) по результатам проведенных исследований с помощью цветных маркеров при работе двух сопел и соотношении расходов газа 10/90% скорость циркуляции снижается незначительно и составляет 0,97% от базового варианта, когда 100% газа подается через одно сопло;

2) таким образом, организация реверса создает условия для сокращения времени обработки расплава в вакууматоре;

3) организация двух переменных работающих подъемных патрубков возможна;

4) при подаче малого расхода газа на неактивные фурмы одного из патрубков в камере вакууматора создается дополнительный барботаж на границе «газ-металл», что позволяет увеличивать реакционную поверхность металла;

5) влияние зон застоя жидкости на усреднение металла во время процесса вакуумной обработки можно уменьшать за счет включения реверсной циркуляции;

6) применяемые способы снижения влияния застойных зон на процесс усреднения действенны, но не имеют более полного эффекта.

Список литературы

1. Изучение кинетических закономерностей обезуглероживания расплава в условиях циркуляционного вакуумирования стали конвертерного цеха № 1 НЛМК (по материалам X Международного конгресса сталеплавильщиков) // Черная металлургия, бюл. НТИ. 2010. № 5. С. 55–59.
2. Протасов А.В., Сивак Б.А., Чиченев Н.А. Машины и агрегаты металлургического производства. Агрегаты внепечной обработки жидкой стали: курс лекций: учеб. пособие для студ. вузов, обуч. по напр. «Металлургия». М.: Изд-во МИСиС, 2009. 181 с.
3. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. Ч. 2. Основы и технология ковшовой металлургии: пер. с нем. М.: Металлургия, 1984. 414 с.
4. Бигеев В.А. Применение установки вакуумирования стали для десульфурации металла // Теория и технология металлургического производства. 2008. Вып. 8. С. 67.
5. Освоение технологии вакуумной дегазации стали на двухпозиционной установке комплекса МНЛЗ-6 ККЦ: [ОАО "ММК"] / О.А. Николаев, Д.Н. Чигасов, А.А. Степанова, С.В. Мещеров, С.В. Масьянов // Совершенствование технологии в ОАО «ММК». Магнитогорск: Полиграфия, 2011. Вып. 16. С. 87–92.
6. Гречко А.В., Нестеренко Р.Д., Кудинов Ю.А. Практика физического моделирования на металлургическом заводе. М.: Металлургия, 1976. 224 с.
7. Agapitov E.B., Nikolaev A.A., Lemeshko M.A. Complex research of energy efficiency of electric arc furnace ladle installations 2018 IEEE Conference of Russian Young Researchers in Electrical and Electronic Engineering (FAR East Con-2018), St. Petersburg, 2018, pp. 1467 – 1470. doi:10.1109/EIConRus.2017.7910851.
8. Бигеев В.А., Агапитов Е.Б., Ерофеев М.М. Результаты обработки расплава стали на агрегате печь – ковш с полыми электродами // Вестник Магнитогорского государственного технического университета. 2007. №1(17). С. 36–38.

Сведения об авторах

Кошкарров Александр Андреевич – аспирант кафедры металлургии и химических технологий, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: mcm@magtu.ru.

Агапитов Евгений Борисович – доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия.

Бигеев Вахит Абдрашитович – доктор технических наук, профессор кафедры металлургии и химических технологий, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: v.bigeev11@yandex.ru

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

STUDY OF THE EFFICIENCY OF THE REVERSE APPLICATION AT THE CIRCULATING UNIT FOR STEEL DEGAZZING ON THE HYDRODYNAMIC MODEL

Koshkarov Alexander Andreevich – PhD student of Metallurgy and Chemical Technology Department, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Phone: 8(3519)29-85-73. E-mail: mcm@magtu.ru

Agapitov Evgeniy Borisovich – Professor of Heat Engineering and Power Systems Department, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

Bigeev Vakhit Abdrashitovich – Professor of Metallurgy and Chemical Technology Department, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Phone: 8(3519)29-85-73. E-mail: v.bigeev11@yandex.ru

Abstract. An increase in the consumer market for ferrous metallurgy products sets high requirements for finish product. The important criteria is deep cleaning of metal from non-metallic impurities and dissolved gases. To meet these requirements, RH-type vacuum degassing units are widely used at modern metallurgical plants. These vacuum

units have shown high efficiency in comparison with other types of vacuum equipment in producing such steels as auto-body steel, pipe steel and others. In the world industrial practice, RH-type vacuum units come out on top in ladle metal processing, leaving the ladle furnace unit only with the function of heating and deep desulfurization in the production of high-quality steels. So, the study of the processes occurring during the vacuum processing of metal, as well as work on increasing the durability of the lining of the evacuator and reducing non-metallic inclusions that enter the metal from the lining, is highly relevant. This paper discusses the issues of metal contamination due to wear of the lining of the evacuator, identifies the zones of stagnation of metal in the steel-pouring ladle, and also presents a diagram of the modernization of the vacuum degasser RH-type.

Key words: reverse, stagnant zones, circulation, vacuum degassing, modeling, non-metallic inclusions.

Ссылка на статью:

Кошкарров А.А., Агапитов Е.Б., Бигеев В.А. Исследование на гидродинамической модели эффективности применения реверса в циркуляционной установке вакуумирования стали // Теория и технология металлургического производства. 2020. №4 (35). С. 17-24.

Koshkarov A.A., Agapitov E.B., Bigeev V.A. Study of the efficiency of the reverse application at the circulating unit for steel degassing on the hydrodynamic model. *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2020, vol. 35, no. 4, pp. 17-24.

УДК 621.746.047:669.054.2

Терентьев Д.В., Василий В. Точилкин

РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОЦЕССА РАЗЛИВКИ СТАЛИ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНСТРУКЦИЙ ОБОРУДОВАНИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОГО КОВША СОРТОВОЙ МНЛЗ

Аннотация. *Постановка задачи (актуальность работы):* в статье рассматриваются конструкции огнеупорного оборудования, устанавливаемого в камерах промежуточного ковша (ПК) машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Совершенствование оборудования ПК обеспечивает эффективное формирование потоков металла и создает условия для повышения качества непрерывно-литых заготовок. **Цель работы:** совершенствование конструкций ПК, используя предложенные новые конструкции и результаты моделирования процесса разлива стали для повышения качества непрерывно-литой заготовки. **Используемые методы:** зависимости в области механики жидкости для условий металла, находящегося в жидком состоянии, при температуре, определяемой условиями разлива стали. **Новизна:** рассмотрены компоновка элементов камер промежуточного ковша четырехручьевого машин непрерывного литья заготовок, а также вопросы организации движения потоков стали в камерах промежуточного ковша МНЛЗ. Показано существенное влияние новых компоновок системы распределения потоков стали и конструкций ее элементов на параметры потока металла в четырехручьевом промежуточном ковше, на удаление неметаллических включений. **Результат:** разработка и использование конструкций комплектов обеспечивают эффективное гашение воронки, возникающей над разливочными стаканами промежуточного ковша, и создают условия для повышения качества разливаемого металла благодаря хорошей организации струй жидкого металла в ПК. **Практическая значимость:** развитие оборудования системы обеспечивает эффективное формирование потоков жидкой стали в камере промежуточного ковша и безаварийную работу МНЛЗ.

Ключевые слова: машина непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), промежуточный ковш (ПК), математическое моделирование, огнеупорные конструкции.

Введение

Рассмотрена компоновка элементов камер промежуточного ковша (ПК) четырехручьевого машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). В статье рассматриваются вопросы организации движения потоков стали в камерах ковша. Показано существенное влияние новых компоновок системы распределения потоков стали и конструкций её элементов на параметры потока металла в четырехручьевом промежуточном ковше и качество удаления неметаллических включений (НВ).

Конструкции ковша и отдельных элементов

Важнейшим оборудованием, обеспечивающим технологические процессы разлива жидкой стали является система «сталеразливочный ковш (СРК) – струя металла (СМ) – промежуточный ковш (ПК) – кристаллизатор» [1]. Промежуточный ковш обеспечивает распределение потоков жидкого металла и удаление неметаллических включений (НВ) перед разливкой стали в кристаллизаторы [2].

На рис. 1 представлен ПК четырехручьевого комбинированной сортовой МНЛЗ [3].

В приемную камеру поступает металл из сталеразливочного ковша через защитную трубу, в разливочных камерах происходит его истечение из ПК в кристаллизаторы. Особенности компоновки четырехручьевого МНЛЗ [4]:

- приемная камера ПК образована металлоприемником без разгрузочных отверстий и рядом стоящими порогами;
- разливочные камеры формируются порогами.

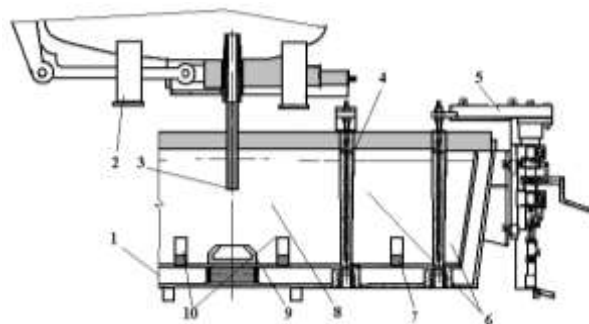


Рис. 1. Промежуточный ковш четырехручьевого МНЛЗ:
1 – ПК; 2 – сталеразливочный ковш; 3 – труба;
4 – стопор; 5 – механизм стопора; 6 – разливочные камеры ПК; 7 – порог разливочной камеры;
8 – приемная камера ковша;
9 – донный металлоприемник;
10 – пороги приемной камеры

Путем математического моделирования установили, что в приемной камере ПК, а также в следующих разливочных камерах за порогами наблюдаются интенсивные вертикальные восходящие потоки. Определили, что их скорость больше допустимой (до 0,16 м/с) [3]. Это приводит к интенсивному затягиванию НВ в металл и оголению его зеркала.

Конструкция новой компоновки промежуточного ковша четырехручьевого МНЛЗ на базе металлоприемника с разгрузочными отверстиями и четырех порогов с переливными отверстиями на границах приемной и разливочных камер ПК машины представлена на рис. 2.

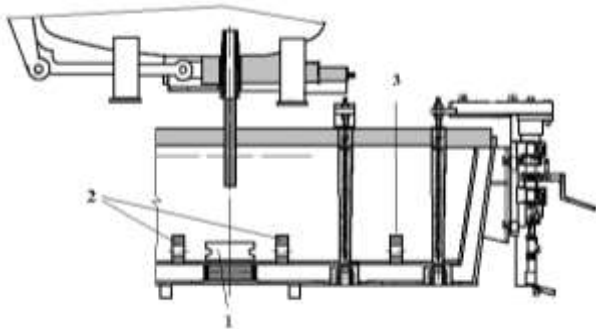


Рис. 2. Компонка ПК четырехручьевой МНЛЗ модернизированная:

- 1 – донный металлоприёмник с пространственно-ориентированными отверстиями;
- 2 – пороги приемной камеры с пространственно-ориентированными отверстиями;
- 3 – пороги разливных камер с пространственно-ориентированными отверстиями

На рис. 3 представлена компоновка приемной камеры (вид сверху) промежуточного ковша МНЛЗ на базе металлоприемника (М) с разгрузочными отверстиями и боковых порогов с переливными отверстиями на границах приемной камеры ПК машины.

Применение порогов в ПК четырехручьевой МНЛЗ элементов разработанной системы распределения потоков стали обеспечивает гашение интенсивных скоростных поверхностных потоков в приемной камере ПК [3].

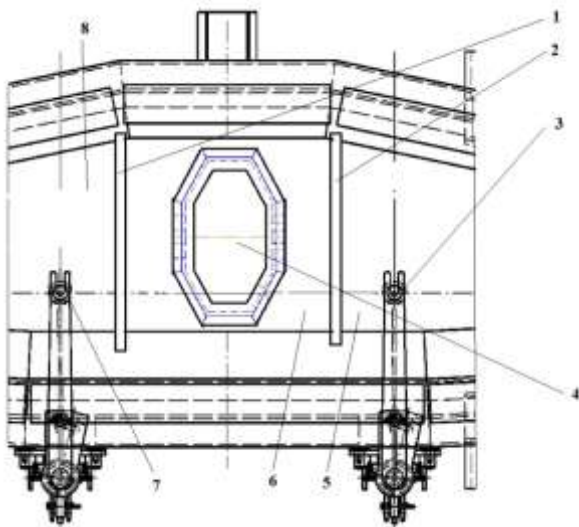


Рис. 3. Расположение оборудования приемной камеры промежуточного ковша МНЛЗ:

- 1, 2 – пороги приемной камеры с отверстиями;
- 3, 7 – стопоры; 4 – металлоприемник;
- 5, 8 – крайние разливные камеры ковша;
- 6 – приемная камера ковша

На рис. 4 представлена компоновка разливной камеры (вид сверху) промежуточного ковша.

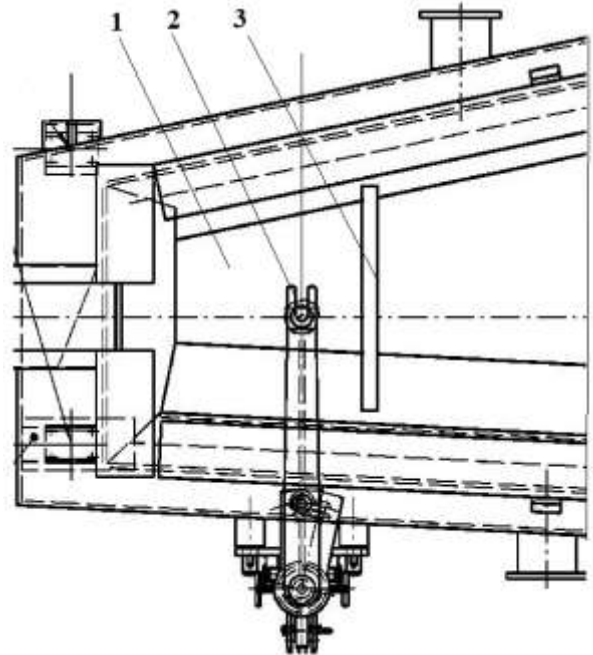


Рис. 4. Конструкции оборудования разливной камеры ковша МНЛЗ:

- 1 – разливная камера ковша;
- 2 – стопор разливного отверстия;
- 3 – порог с боковыми переливными отверстиями

Моделирование работы конструкций приемной камеры ковша

Задачи решали численными методами путем математического моделирования [5], при этом были описаны и смоделированы следующие процессы:

1. Движение потоков стали в объеме подсистемы «струя металла из СЛК – М с ПОО-струи металла в приемной камере ПК – пороги приемной камеры».

2. Распределение потоков металла при разливке стали в приемной камере ПК.

Математическая модель была основана на уравнении Навье-Стокса для жидкого металла и уравнении неразрывности потока для несжимаемой жидкости [6].

Соответствующие уравнения имеют вид:

$$\begin{cases} \frac{\partial \vec{u}}{\partial t} + (\vec{u} \cdot \nabla) \vec{u} = \vec{F} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \nu \nabla^2 \vec{u}, \\ \rho \nabla \vec{u} = 0, \end{cases} \quad (1)$$

где \vec{u} – вектор скорости жидкости; \vec{F} – вектор объёмных сил; p – давление жидкости; ∇p – градиент давления; ν – коэффициент кинематической вязкости; $\nabla^2 \vec{u}$ – лапласиан \vec{u} ; ρ – плотность стали.

В математической модели были сделаны следующие допущения [7]:

1. Плотность каждой фазы (металла и НВ) в модели постоянна.
2. Объем СРК изначально заполнен сталью полностью.
3. Объем ПК изначально заполнен сталью.
4. Жидкость – сталь, является вязкой и несжимаемой.

С целью оценки влияния потоков металла на конструкции оборудования приемной камеры ковша было проведено математическое моделирование потоков жидкого металла. Это необходимо для представления рекомендаций по совершенствованию технологий разливки стали, огнеупорных конструкций промежуточного ковша. При анализе результатов моделирования оценивали параметры скорости в пространстве промежуточного ковша.

На рис. 5 представлены результаты математического моделирования.

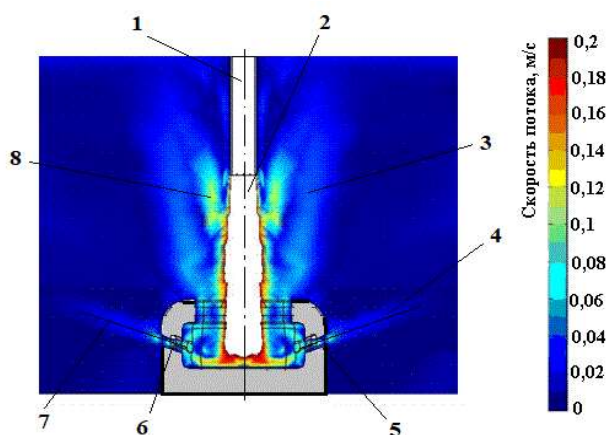


Рис. 5. Результаты моделирования потоков стали в приемной камере ковша, оснащенной металлоприемником с боковыми отверстиями: 1 – защитная труба; 2 – струя металла из трубы; 3, 8 – обратные потоки металла от дна и внутренних боковых поверхностей; 4, 7 – струи металла из боковых отверстий; 5, 6 – боковые отверстия

Определены поля скоростей на поверхности порога приемной камеры под воздействием находящейся в камере жидкой стали и её потоков в продольном сечении ПК при максимально возможном рабочем уровне металла в ковше. В результате проведенного математического моделирования были установлены характеры скоростей потоков жидкого металла действующих на поверхностях конструкций, расположенных в приемной камере ПК, при использовании порогов с пространственно-ориентированными отверстиями. Площадь отверстий и угол наклона их осей определялись с учетом технологических параметров разливки (скорость движения стали из разливочного отверстия ковша, размер непрерывно-литой заготовки). Результаты математического моделирования показали необходимость модернизации конструкций

приёмной камеры ПК сортовой МНЛЗ-порогов, обеспечивающих рациональное движение потоков стали в объеме промежуточного ковша [8].

Выводы:

1. Разработано оборудование нового комплекта огнеупорных конструкций промежуточного ковша симметричной четырехручьевого сортовой МНЛЗ: металлоприёмник с ПОО; четыре порога приёмной и разливочных камер с ПОО для четырехручьевого симметричного промежуточного ковша сортовой МНЛЗ. В качестве критерия работоспособности были приняты: прочность, отсутствие кавитации и условие, по которому скорость на границе раздела металл-шлак должна быть меньше допустимой.

2. Разработана компоновка нового промежуточного ковша.

Список литературы

1. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. М.: Новые технологии, 2004. 784 с.
2. Gushchin V.N., Ul'yanov V.A. Improved tundish refining of steel in continuous-casting machines // *Steel in Translation*. 2017. Vol. 47. № 5. P. 320-324.
3. Analysis of operation of a steel-pouring ladle-tundish system for a section CBCM and improved refractory structures for the tundish receiving chamber / K. N. Vdovin, Vasilii V. Tochilkin [et al.] // *Refractories and Industrial Ceramics*. 2016. Т. 57, № 3. P. 221-223.
4. Modeling Study of Turbulent Flow in a Continuous Casting Slab Mold Comparing Three Ports SEN Designs / Ismael Calderón-Ramos, Rumualdo Servín-Castañeda, Alejandro Pérez-Alvarado [et al.] // *ISIJ International*. 2019. Vol. 59. № 1. P. 76-85.
5. Optimization of the hydrodynamic characteristics of tundishes in order to remove exogeneous nonmetallic inclusions / A.V. Kuklev, V. V. Tinyakov, Yu. M. Aizin [et al.] // *Metallurgist*. 2004. Vol. 48. № 3/4. P. 153-157.
6. Design and methods for the numerical analyses of the refractory equipment of tundish ladle of a continuous casting machine // Vdovin K.N., Tochilkin Vas. V., Filatova O.A. [et al.] // *Refractories and Industrial Ceramics*. 2019. Vol. 60. No. 4. P. 323–326.
7. Вдовин К.Н., Точилкин В.В., Ячиков И.М. Непрерывная разливка стали. Гидромеханика машин непрерывного литья заготовок: монография. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2014. 348 с.
8. Пат. на полезную модель 177995 РФ, МКП В22D 41/00. Ковш промежуточный для непрерывной разливки металла / К.Н. Вдовин, Е.А. Мельничук, В.И. Умнов, В.В. Точилкин. Заявка 2017109623. Заявл. 22.03.2017; 19.03.2018. Бюл. № 8.

Сведения об авторах

Терентьев Дмитрий Вячеславович – доктор технических наук, профессор кафедры машин и технологий обработки давлением, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: dtvterentyev@magtu.ru.

Точилкин Василий Викторович – аспирант кафедры технологий металлургии и литейных процессов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: tochilkin.vas@mail.ru.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DEVELOPING THE STEEL CASTING PROCESS TECHNOLOGY AND IMPROVING THE INTERMEDIATE BUCKET EQUIPMENT DESIGN OF THE BILLET CASTER

Terentev Dmitrii V. – Dr. Sci. (Eng.), Professor Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: terentev.dv@magtu.ru.

Tochilkin Vasilii V. – Postgraduate Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: tochilkin.vas@mail.ru.

Abstract. Problem Statement (Relevance): the article describes design of refractory equipment installed in chambers of tundish for continuous casting machine (CCM). Improving equipment provides effective formation of metal flows and creates conditions for increase of its quality. **Objectives:** improving designs TN, using simulation results casting process for improving the quality of continuous cast billets. **Methods Applied:** design area of machines based on the fundamental laws of conservation of mass, energy, equations of mathematical physics, well-known and proven mathematical techniques. **Originality:** this article examines the configuration of elements of the chambers of a tundish on a four-strand continuous caster and aspects of organizing the movement of the flows of steel within the chambers. It is shown that new configurations and structural elements developed for the system that distributes the flows have a significant effect on their parameters and the removal of nonmetallic inclusions. **Findings:** refinement and practical introduction of the designs will effectively extinguish the eddies that form above the discharge nozzles and improve the quality of the castings by forming a well-organized stream of molten metal. **Practical Relevance:** the improvement provides efficient shaping a flow metal in camera tundish and trouble-free operation CCM.

Keywords: continuous casting machine (CCM), tundish, metal flows, modeling.

Ссылка на статью:

Терентьев Д.В., Точилкин В.В. Развитие технологии процесса раливки стали и совершенствование конструкций оборудования промежуточного ковша сортовой МНЛЗ // Теория и технология металлургического производства. 2020. №4(35). С. 25-28.

Terentev D.V., Tochilkin V.V. Developing the steel casting process technology and improving the intermediate bucket equipment design of the billet caster. *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2020, vol. 35, no. 4, pp. 25-28.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.74

Трапезников Н.В., Шумков А.А., Матыгуллина Е.В.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КЕРАМИЧЕСКОГО СТЕРЖНЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАЛКИ

Аннотация. Описана методика разработки математической модели для численного расчета напряженно-деформированного состояния керамического стержня охлаждаемой лопатки ГТД в системе «керамический стержень-керамическая оболочковая форма». Для проведения численного расчета значений пластической деформации в системе «керамический стержень-керамическая оболочковая форма» при предварительной прокатке использован программный комплекс конечно-элементного анализа ESI ProCAST. Задачей математического моделирования является определение зависимости напряженно-деформированного состояния (НДС) керамического стержня при предварительном прокаливании литейного блока перед заливкой от режима прокатки. Для решения поставленной задачи сгенерирована сетка конечных элементов с размером, обеспечивающим оптимальную точность расчета. После построения сетки и ее оптимизации заданы граничные условия. В данном случае граничными условиями являются термическая нагрузка, стандартная земная гравитация, ограничение перемещения, интегральный коэффициент степени черноты тела. Анализ полученных расчетных данных представлен в виде зависимости значений НДС в керамическом стержне от режима прокатки. Разработанная схема расчета позволяет спрогнозировать деформацию керамического стержня при предварительной прокатке литейного блока и скорректировать значения параметров режима прокатки литейного блока для снижения брака и повышения выхода годных литых заготовок.

Ключевые слова: математическая модель, керамика, деформация, ProCAST, стержень, лопатка, прокатка.

Введение

В настоящее время наблюдается усложнение конструкции газотурбинных двигателей (ГТД), для нормальной работы которых необходимо более эффективное охлаждение лопаток ГТД. Эффективность охлаждения обеспечивается усложнением конфигурации внутренних полостей лопаток. Вследствие этого происходит усложнение технологического процесса изготовления и последующей обработки охлаждаемых лопаток ГТД [1-4]. Одним из наиболее распространенных видов брака при производстве лопаток ГТД является коробление керамического стержня, используемого для получения внутренних каналов лопатки. Коробление керамического стержня происходит в области высоких температур около 1300°C и зависит от большого числа факторов: геометрии стержня, зернового и химического состава керамики, от технологических режимов предварительной прокатки формы перед заливкой и самой заливки формы.

Для рационального выбора технологических режимов и определения свойств различных материалов применяется математическое моделирование литейных процессов (САМ ЛП). Наиболее известными представителями программного обеспечения такого типа являются ESI ProCAST и СКМ ЛП ПолигонСофт [5-7].

Метод конечных элементов (МКЭ), используемый в программах, позволяет с большой точностью учесть геометрию отливки и выявить незначительные металлургические дефекты.

Математическое моделирование позволяет выявить несовершенства технологических процессов, из-за которых может возникнуть брак, и способы их

устранения. Использование математического моделирования позволяет сократить длительность производственного цикла за счет оптимизации технологических процессов, снизить затраты на научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы (НИОКР), проектирование оснастки и элементов литейной формы.

Задачей математического моделирования является разработка эффективных способов управления качеством отливок, в том числе по геометрическим показателям.

В работе [8] рассмотрены вопросы, связанные с определением напряженно-деформированного состояния кристаллизующейся блочной лопатки турбины низкого давления, однако они не в полной мере отражают факторы, влияющие на геометрическую точность стержневых лопаток ГТД.

Материалы и методы исследования

Технологией изготовления авиационных лопаток является литье по выплавляемым моделям с направленной кристаллизацией. Основной принцип технологии заключается в получении керамической оболочковой формы путем послойного нанесения огнеупорного материала на восковую выплавляемую модель, после чего восковую модель выплавляют, а изготовленную керамическую оболочковую форму прокаливают с целью удаления остатков модельной массы и влаги. Внутренние полости отливки формируются керамическими стержнями [9-14].

Технология изготовления лопаток ГТД достаточно трудоемкая, поэтому включает в себя несколько технологических операций. Первая операция заключается в предварительной прокатке керамической

оболочковой формы по определенному режиму до заданной температуры в устройстве предварительного подогрева форм (УППФ).

Второй технологической операцией является заливка керамических оболочковых форм (КОФ) расплавом в вакууме. Заливка прокаленного керамического блока осуществляется с высокой скоростью слива расплава, которая ограничена возможностями заливочной установки и конфигурацией литниково-питающей системы.

Залитую КОФ опускают в жидкий алюминий, являющийся охлаждающей средой. Скорость опускания залитой керамической формы задается с учетом соблюдения принципа направленной кристаллизации.

Во время технологических операций по изготовлению лопаток ГТД керамический стержень испытывает большой спектр нагрузок. Расчет НДС керамического стержня начинается с подготовки САД-модели стержня (рис. 1), отливки и литниково-питающей системы. Для САД-моделирования в работе использован программный комплекс высокого уровня Simens Unigraphics NX12. Для учета теплопередачи в процессах проковки и заливки керамической литейной формы подготовлена САД-модель УППФ.

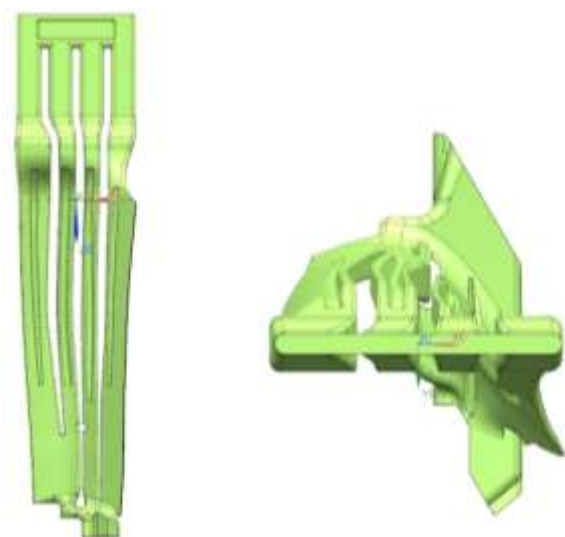


Рис. 1. САД-модель керамического стержня, подготовленная в Simens Unigraphics NX12

На основе подготовленной САД-модели генерируется конечно-элементная сетка с размером элемента, обеспечивающим оптимальную точность расчётов. Характерные размеры конечно-элементной модели (КЭМ): для лопатки и керамического стержня 0,5-1 мм, ЛПС 1,5-3 мм, для керамики 4-6 мм, для УППФ 8-10 мм. Для подготовки и оптимизации КЭМ использован программный комплекс ESI ProCAST.

Математическое моделирование процесса проковки керамической оболочковой формы проходит в полной постановке с использованием САД-модели, имитирующей УППФ (рис. 2). Задачей моделирования является исследование влияния режима предварительной проковки КОФ на температурные поля КОФ

и керамического стержня в процессе проковки, а также выявление мест концентрации напряжений, возникающих в процессе предварительной проковки и их численные выражения.

Напряжения возникают в керамическом стержне во время процесса проковки вследствие термического нагружения.

Задача теплопереноса от нагревателей к керамической оболочковой форме решается с помощью дифференциальных уравнений, учитывающих фактор видимости в общем виде [15, 16]:

$$\lambda_i \frac{\partial T}{\partial n} = -\alpha_{ic} (T_i - T_c) - \varepsilon \sigma (T_i^4 - T_c^4), \quad (1)$$

где $\alpha(t)$ – коэффициент теплоотдачи; индекс «с» соответствует параметрам окружающей среды; ε – степень черноты; σ – постоянная Стефана-Больцана.

Для материала формы и стержня дифференциальное уравнение теплопроводности имеет вид:

$$\rho_\Phi \frac{\partial H_\Phi}{\partial \tau} - \text{div} [\lambda_\Phi (T) \text{grad}(T)] = 0, \quad (2)$$

$$H_\Phi (T) = \int_0^T C_{\rho_\Phi} (T) dT. \quad (3)$$

В дополнение к уравнению теплопроводности вводятся граничные условия на поверхности контакта керамическая форма–керамический стержень:

$$-\lambda_\Phi \frac{\partial T}{\partial n} = -\lambda_o \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha_{o-\Phi} (T_o - T_\Phi). \quad (4)$$

Для решения поставленной задачи в программном комплексе ProCAST подготавливается конечно-элементная модель литейного блока в сборе с нанесенной керамической оболочковой формой с установленной в УППФ (рис. 2).

Полная КЭМ представляет проковочную печь, в которую установлен литейный блок с нанесенной на него керамической оболочковой формой (рис. 2, в).

Расчет напряженно-деформированного состояния в форме и керамическом стержне ведется на протяжении всего расчетного времени задачи. Уравнение равновесия в этом случае имеет вид:

$$\text{div} \sigma = 0. \quad (5)$$

Физические и геометрические соотношения для этой задачи записываются в виде:

$$\sigma = {}^4 D \cdot (\varepsilon - \varepsilon_r), \quad (6)$$

$$\varepsilon = \frac{1}{2} [\nabla \bar{U} + \nabla \bar{U}^T]. \quad (7)$$

Деформации, зависящие от температуры, вычисляются как

$$\varepsilon_k = \alpha(T) \hat{\Delta} T, \quad (8)$$

где $\alpha(t)$ – коэффициент теплового расширения (КТР).

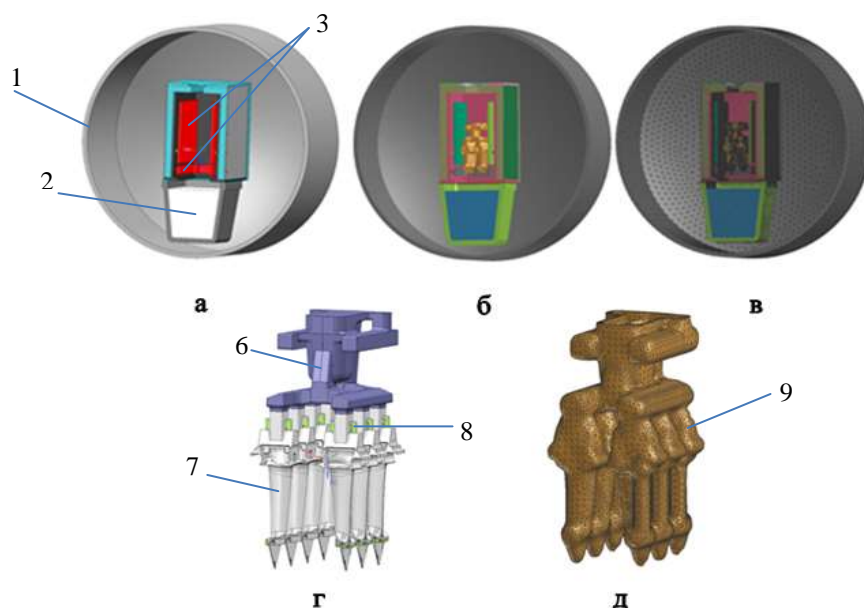


Рис. 2. CAD-модель УППФ (а) и литейного блока (г) в сборе (б), КЭМ литейного блока (д) и УППФ (в) в сборе: 1 – обечайка; 2 – алюминий; 3 – нагревательный элемент; 4 – корпус; 5 – ванна; 6 – литниково-питающая система; 7 – лопатка; 8 – керамический стержень; 9 – керамическая оболочковая форма

Граничные условия перемещений соответствуют установке керамической формы в печь: $\bar{U}_\phi = 0$ и задаются на нижней границе формы.

Касательные и нормальные напряжения непрерывны на контактных границах:

$$[\bar{\sigma}_\tau] = [\bar{\sigma}_n]. \quad (9)$$

Результаты и обсуждения

Численное моделирование процесса предварительной проковки керамического литейного блока проведено в программном пакете ProCAST. Изменения температурного поля керамического литейного блока и стержня показаны на рис. 3.

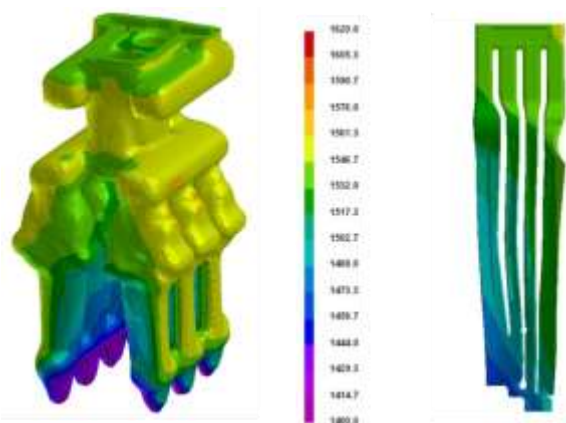


Рис. 3. Температурное поле керамической оболочковой формы и стержня перед заливкой, °С

В процессе предварительной проковки керамическая оболочковая форма нагревается неравномерно.

Связано это с наличием жидкого алюминия, используемого в качестве охлаждающей среды. Из рис. 3 видно, что после достижения керамической формой температуры 700°С жидкий алюминий начинает охлаждать нижнюю ее часть (см. рис. 3), вследствие чего нижняя часть керамического стержня нагревается медленнее.

К концу процесса предварительной проковки температурные поля керамической оболочковой формы и стержней неравномерные. Показатели температурных полей керамической оболочковой формы и стержней представлены в таблице.

Показатели температурного поля керамической оболочковой формы со стержнями в процессе проковки

№ п/п	Наименование	Минимальная температура, °С	Максимальная температура, °С	Средняя температура, °С	Градиент температур, °С
1	Керамическая форма	1399,4	1563,3	1528,4	164
2	Стержень 1	1461,04	1552,3	1513,5	91,26
3	Стержень 2	1457,2	1551,7	1512,5	94,5
4	Стержень 3	1469,6	1552,7	1518,3	83,1
5	Стержень 4	1460,5	1552,94	1514,4	92,44
6	Стержень 5	1472,1	1548,7	1517,3	76,6
7	Стержень 6	1468,5	1552,04	1519,9	83,54
8	Стержень 7	1486,5	1548,5	1526,6	62

Как видно из таблицы, в конце процесса предварительной проковки на всех элементах керамической формы градиент температур имеет максимальное значение 164°С у оболочковой формы и среднее значение 90°С у керамических стержней.

Для керамической формы и стержней использована упрощенная упругопластичная модель поведения. Напряженно-деформированное состояние керамического стержня в процессе предварительной прокатки показано на рис. 4.

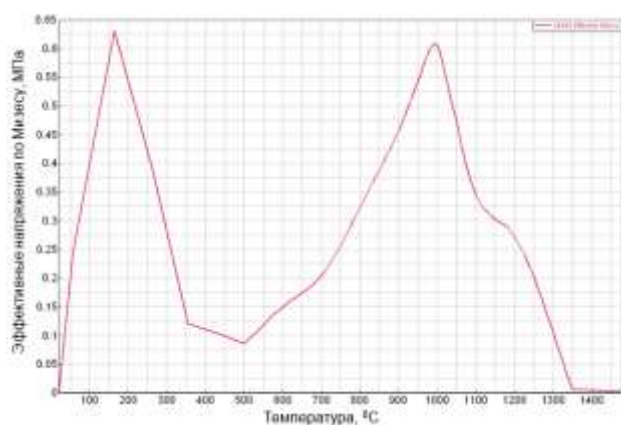


Рис. 4. График максимальных эффективных напряжений по Мизесу, МПа

На графике на рис. 4 видно, что в процессе прокатки возникают два пика нагружения керамического стержня. Первый пик возникает в температурном диапазоне от 150 до 200°C и достигает максимального значения 0,62 МПа при температуре около 160°C. Пик вызван резким возрастанием температуры керамической формы при загрузке в УППФ. Второй пик нагружения возникает в интервале температур от 950 до 1050°C с максимальным значением 0,6 МПа при температуре около 1000°C. Второй пик вызван появлением затруднённого линейного термического расширения.

На графике на рис. 5 видно, что в первоначальный момент времени происходит стремительное перемещение точки, лежащей на поверхности керамического стержня, вызванное упругой деформацией. Дальнейшее перемещение имеет постоянный характер и увеличивается до температуры 1100°C.

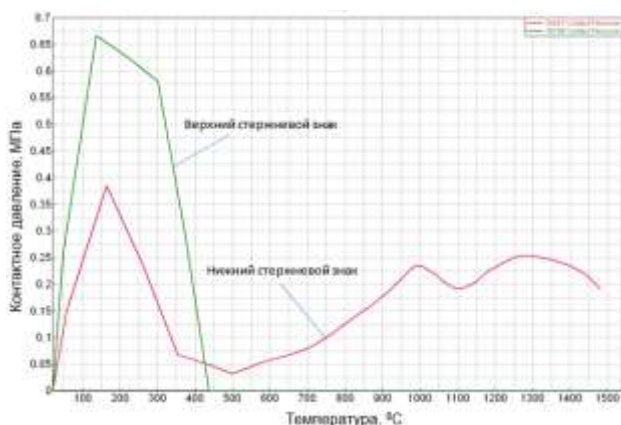


Рис. 5. График деформации керамического стержня, мм

На графике на рис. 6 видно, что при термическом расширении стержня возникают два пика контактных напряжений. Первый пик – при загрузке УППФ, второй пик – при дальнейшей прокатке в диапазоне температур от 900 до 1400°C. Возрастание контактного давления показывает разницу в коэффициентах линейного расширения КОФ и керамического стержня.

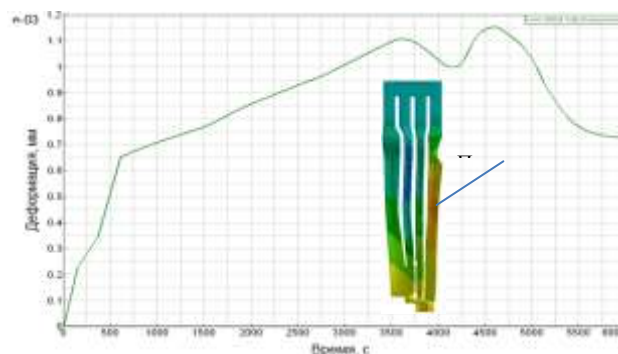


Рис. 6. График зависимости контактных давлений от температуры, МПа

Выводы

Разработана математическая модель для численного решения НДС керамического стержня в процессе прокатки в УППФ, позволяющая проанализировать поведение керамического стержня в процессе предварительной прокатки литейной формы перед заливкой.

Керамическая оболочковая форма прокаливается неравномерно, к концу процесса предварительной прокатки градиент температур на ее поверхности достигает 160°C. Такой градиент образуется из-за воздействия жидкого алюминия, находящегося в УППФ. Температура алюминия составляет 700°C, что в два раза ниже температуры прокатки керамической литейной формы. Благодаря разнице в температур алюминий выполняет роль холодильника и замораживает нижнюю часть керамической оболочковой формы.

В процессе прокатки возникают два пика термического нагружения керамического стержня. Первый пик возникает в температурном диапазоне от 0 до 400°C и достигает максимального значения 0,62 МПа при температуре приблизительно 150°C. Данный пик вызван термическим ударом при загрузке литейной формы в УППФ. Второй пик термического нагружения возникает в диапазоне температур 900-1100°C с максимальным значением 0,6 МПа при температуре приблизительно 1000°C. Второй пик вызван появлением затруднённого термического расширения вследствие различных коэффициентов линейного расширения керамической формы и стержня.

В процессе прокатки керамический стержень деформируется два раза. Первый раз деформация происходит при загрузке керамической формы в УППФ за счет термического удара и вследствие быстрого расширения керамического стержня. Однако данная деформация находится в упругой области и не приводит к короблению стержня.

Второй этап деформации происходит при температуре 1000°C и вызван появлением затруднённого термического расширения вследствие различных коэффициентов линейного расширения керамической формы и стержня. Этот этап лежит в упругой области деформации керамического стержня и не приводит к короблению.

Список литературы

1. Дибров И.А. Состояние и перспективы развития литейного производства в России // Тр. VIII съезда литейщиков России. Т. 1. С. 3–11.
2. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. М.: МИСиС, 2001. 632 с.
3. Каблов Е.Н. Основные итоги и направления развития материалов для перспективной авиационной техники // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбил. науч.-технич. сб. М.: ВИАМ, 2007. С. 20–26.
4. Bayley F.J. Performance and design of transpiration cooled turbine blading, AGARD Conference Proceedings No. 229. High Temperature Problems in Gas Turbine Engines, Paper 10, 1978.
5. Kovalyova T., Eremin E., Arinova S., Medvedeva I., Dostayeva A. Enhancing surface roughness of castings when sand-resign mold casting // Metallurgija. 2017. Т. 56. № 1-2. С. 135–138.
6. Cao, Y. & Zhang, H. & Shi, Y. & Huang, L. (2018). Numerical Simulation and Optimization of Investment Cast Thin-Wall Blade Based on ProCAST Software. Tezhong Zhuzao Ji Youse Hejin/Special Casting and Nonferrous Alloys. 38. 1226-1229. 10.15980/j.tzzz.2018.11.017.
7. Широких Э.В., Перфилова В.Ю. Совершенствование литниковых систем с помощью компьютерного моделирования литейного процесса // Вестник Московского государственного областного социально-гуманитарного института. 2015. № 20 (4). С. 65–69.
8. Дубровская А.С., Донгаузер К.А. Численный анализ эволюции напряженно-деформированного состояния кристаллизующихся лопаток турбин // Вестник ПГТУ. Механика. Пермь: Изд-во Перм. гос. тех. ун-та, 2012. №1. С. 16–30
9. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: Моск. ин-т стали и сплавов, 2001. 632 с.
10. Баландин Г.Ф. Теория формирования отливки. М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1998. 360 с.
11. Udalov, Yu & Guskova, Natalya & Sidorov, Alexander. (2020). THE CREEP OF OXYDE CERAMICS OF HYPEREUTECTIC COMPOSITION. Bulletin of the Saint Petersburg State Institute of Technology (Technical University). 53. 23-26. 10.36807/1998-9849-2020-53-79-23-26.
12. Wilkinson, D.S. (2017). Creep and Creep Rupture of Oxide Ceramics. 10.1016/B978-0-12-803581-8.02873-3.
13. Чёлушкин А.С. Теоретический анализ условий деформирования стержней при литье пустотелых лопаток / А.С. Чёлушкин, А.С. Горюхин // Известия вузов. Чёрная металлургия. 1976. № 3. С. 165–168.
14. Горюхин А.С., Енгулатова В.А. Оценка качества получения литых охлаждаемых лопаток // Сборник научных трудов. Барнаул: БАГТУ, 2001.
15. Прочность. Устойчивость. Колебания: справочник. В 3 т. / под ред. И. А. Биргера, Я. Г. Пановко. Т. 3. М.: Машиностроение, 1968. 463 с.
16. Котовский В.Н. Теплопередача: конспект лекций. М.: МГТУ ГА, 2015. 76 с.

Сведения об авторах

Трапезников Никита Владимирович – аспирант кафедры материалов, технологий и конструирования машин, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия. E-mail: niktrap@yandex.ru.

Шумков Алексей Александрович – старший преподаватель кафедры материалов, технологий и конструирования машин, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия. E-mail: Shumkov_89@mail.ru.

Матыгуллина Елена Вячеславовна – доктор технических наук, профессор кафедры материалов, технологий и конструирования машин, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия. E-mail: matik68@rambler.ru.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

MATHEMATICAL MODELING OF THE STRESS-STRAIN STATE OF A CERAMIC ROD DURING CALCINATION

Trapeznikov Nikita V. – Graduate Student, Department of Materials, Technology and Construction Machines, Perm National Research Polytechnic University; Perm, Russia. E-mail: niktrap@yandex.ru.

Shumkov Aleksei A. – Senior Lecturer, Department of Materials, Technology and Construction Machines, Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia. E-mail: Shumkov_89@mail.ru.

Matygullina Elena V. – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Department of Materials, Technology and Construction Machines, Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia. E-mail: matik68@rambler.ru.

Abstract. *A method for developing a mathematical model for numerical calculation of the stress-strain state of a ceramic rod of a cooled gas turbine engine blade in the ceramic rod-ceramic shell form system is described. The ESI ProCAST finite element analysis software package is used for numerical calculation of plastic deformation values in the ceramic rod-ceramic shell form system during pre-calcination. The task of mathematical modeling is to determine the dependence of the stress-strain state (VAT) of a ceramic rod during pre-calcination of the casting block before pouring on the calcination mode. To solve this problem, a finite element grid is generated with a size that provides optimal calculation accuracy. After constructing the grid and optimizing it, the boundary conditions are set. In this case, the boundary conditions are the thermal load, the standard earth gravity, the restriction of movement, and the integral coefficient of the degree of blackness of the body. Analysis of the calculated data obtained is presented as a dependence of the VAT values in the ceramic rod on the calcination mode. The developed calculation scheme allows you to predict the deformation of the ceramic rod during pre-calcination of the casting block and adjust the values of the parameters of the calcination mode of the casting block to reduce scrap and increase the yield of suitable cast blanks.*

Keywords: *mathematical model, ceramics, deformation, ProCAST, rod, blade, calcining.*

Ссылка на статью:

Трапезников Н.В., Шумков А.А., Матыгуллина Е.В. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния керамического стержня в процессе проковки // Теория и технология металлургического производства. 2020. №4(35). С. 29-34.
Trapeznikov N.V., Shumkov A.A., Matygullina E.V. Mathematical modeling of the stress-strain state of a ceramic rod during calcination. *Teoria i tehnologija metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2020, vol. 35, no. 4, pp. 29-34.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 669

Леушин И.О., Грачев А.Н., Назаров В.Н., Горохов П.А.

ПЕНОАЛЮМИНИЙ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Аннотация. Представлены результаты проведенного авторами аналитического обзора способов получения пеноалюминия и литых заготовок из него. Приведены примеры технологий получения пеноалюминия, описаны основные недостатки. Предложена технологическая схема получения пеноалюминия, предусматривающая ввод пено- и порообразователя в виде гранул «сухого льда» в алюминиевый расплав непосредственно в рабочей полости литейной формы. Данная схема позволяет получать как пеноалюминиевые плиты для последующей механической обработки, так и сложные фасонные отливки, габаритные размеры которых ограничиваются лишь способностью формы удерживать давление при сублимации CO_2 . Предложено провести математическое моделирование для сравнения характеристик изделий из алюминия, магния и пеноалюминия для замены им деталей и узлов в авиационной и космической отраслях. Предполагается, что равномерная структура и диаметр ячеек в объеме отливки положительно влияет на технические характеристики изделия, такие как прочность на изгиб и кручение. По мнению авторов, замена деталей и узлов из магниевого сплава на пеноалюминиевый приведет к уменьшению веса и повышению прочностных характеристик облегченных конструкций, работающих в условиях статических нагрузок, низких и повышенных температур.

Ключевые слова: пеноалюминий, пенообразователь, сухой лед, гранула, сублимация.

В последние годы в машиностроении возрос интерес к применению инновационного материала — металлической пены. Основной причиной для этого стало развитие новых концепций легких и прочных конструкций в авиационной и аэрокосмической отрасли. Металлическая пена из алюминия имеет большие перспективы для применения в промышленности. Вспененный металл имеет малый вес, низкую плотность — $0,3\text{--}0,8 \text{ г/см}^3$, хорошие теплоизоляционные и звукопоглощающие свойства, негорюч и нетоксичен. Ячеистая структура материала поглощает вибрации, толчки и звуки исключительно хорошо, а низкий вес обеспечивает идеальную основу для облегченных конструкций. Вспененный алюминий может также обеспечить высокоэффективную защиту от электромагнитных волн.

Существует несколько вариантов технологий получения пеноалюминия, например: введение газов в жидкий предварительно загущенный специальными добавками метал, применение сухого пенообразователя — гидрида титана, насыщение расплавленного металла водородом с использованием автоклава, смешивание в литейной форме песчано-глинистой смеси и полимерного порошка с последующим выжиганием частичек полимера и наполнение под давлением литейной формы расплавленным металлом, литье алюминиевого расплава в форму с водорастворимыми веществами, засыпку порошковой смеси в оболочку, нагревание в проходной печи до температуры не ниже 500°C , горячее компактирование, резку компактированной прокатной заготовки на листовые заготовки и

высокотемпературную термообработку для проведения процесса вспенивания.

В авиационной и аэрокосмической отрасли детали, такие как картеры коробок передач и редукторов, каркасы кабины экипажа, воздухозаборники и механизмы реверса тяги, работающие в условиях статических нагрузок, низких и повышенных температур, изготовлены из магневых сплавов из-за малой плотности металла ($1,738 \text{ г/см}^3$) для получения легких и сверхлегких сплавов [1-4]. Пеноалюминий способен конкурировать с магниевыми сплавами в этой отрасли за счет соотношения прочности к весу, прочность обеспечивается правильно подобранной структурой пор и перемычек в объеме заготовки или отливки.

Изготовление отливок ответственного назначения из пеноалюминия, является перспективной задачей в данной отрасли и не только.

Особенностью технологии получения пеноалюминия введением газов напрямую в жидкий металл, является то, что в качестве добавок, увеличивающих вязкость расплавленного металла, вводятся SiC или Al_2O_3 (10-15%). Газ (воздух, азот или аргон) вводят в расплав с помощью вращающейся крыльчатки. Таким способом могут быть получены плиты из металлической пены значительных размеров ($0,1 \times 1 \times 10 \text{ м}$). При этом пористость материала достигает 80–97%. Алюминиевый пористый материал увеличивается примерно в 5 раз от первоначального объема [5, 6].

Суть способа с вводом сухого пенообразователя с помощью вращающейся крыльчатки (например, гидрида титана (TiH_2)) в расплавленный алюминиевый сплав с последующим динамическим перемешиванием, контролем нагрева и давления при охлаждении полученного материала. Пенообразователь разла-

гается под влиянием тепла и водорода, увеличивая свой объем в течение 15 мин. Затем расплав охлаждается в форме с помощью вентиляторов и затвердевает в виде блока с пористостью 89–93%. Объемные частицы кальция и титана, добавленные в расплав, в конечном счете определяют относительную плотность и, в сочетании с условиями охлаждения, размер пор. Размер пор может варьироваться от 0,5 до 5 мм, в зависимости от содержания TiH_2 и условий охлаждения [7, 8]

Данные способы имеют недостатки, такие как длительный технологический процесс, обусловленный вводом пенообразователей с последующим перемешиванием разного рода приспособлениями и продувкой газами.

Для того чтобы получить желаемую структуру пеноалюминия, авторами данной статьи предлагается взять за основу вариант внутриформенного ввода пено- и порообразователя в алюминиевый расплав, а в качестве пено- и порообразователя применить гранулы «сухого льда». Физическая сущность предлагаемого решения заключается в контролируемом образовании газожидкометаллической смеси, где матрицей выступает алюминиевый расплав, а дисперсной средой-порообразователем – углекислый газ как результат высокотемпературной сублимации гранул «сухого льда», и дальнейшем управляемом формировании газотвердометаллического изделия заданной геометрической формы.

Описание способа: в окрашенную рабочую полость предварительно нагретой металлической литейной формы засыпается расчетное количество «сухого льда» в виде гранул определенного размера, обеспечивающее соответствие времени сублимации гранул и длительности затвердевания конкретной отливки. После герметизации формы, необходимой для предотвращения утечки газа-порообразователя в атмосферу цеха, происходит ее заливка расплавом и, как следствие, создание избыточного газового давления. При температуре начала затвердевания расплава открывается соответствующий клапан, что позволяет снизить давление газа в полости литейной формы до атмосферного, вывести часть газа в газоочистную установку и обеспечить интенсификацию формирования пор в алюминиевой матрице. Для контроля размера пор в ячеистой структуре пеноалюминия предлагается регулировка режима открытия клапана, что направлено на повышение управляемости процесса.

Предлагаемый способ позволяет получать как

пеноалюминиевые плиты для последующей механической обработки, так и сложные фасонные отливки, габаритные размеры которых ограничиваются лишь способностью формы удерживать давление при сублимации CO_2 . Главными преимуществами предлагаемого способа перед известными являются малозатратность и простота практической реализации [9].

Для определения преимущества применения пеноалюминия для отливок ответственного назначения было выполнено построение математической модели прямоугольного сечения размером $50 \times 100 \times 1000$ мм для определения механических характеристик, для сравнения выбраны сплавы АК7ч и МЛ5 и пеноалюминия на основе сплава АК7ч с равномерной структурой пор, разрез представлен на рис. 1.

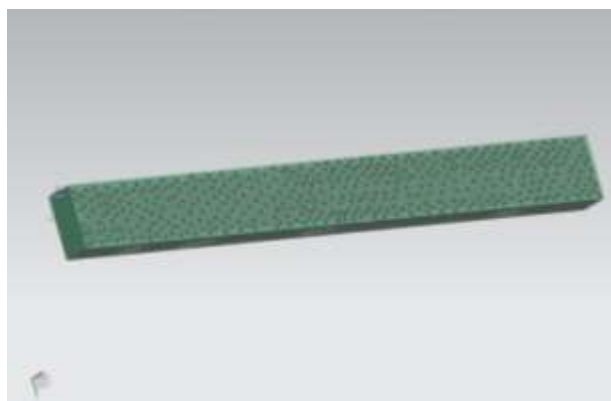


Рис. 1. Разрез балки из пеноалюминия на основе АК7ч

На рис. 2 приведены результаты математического моделирования и симуляции нагрузок на балки из различных материалов.

Для математического моделирования была применена программа NX 12.

По результатам математического моделирования можно определить, что при одинаковом размере балок ($50 \times 100 \times 1000$ мм) и равной нагрузке, устойчивее к изгибу является образец из пеноалюминия на основе сплава АК7ч, при этом он меньше по весу, чем аналог балки из сплава АК7ч на 38%, расчетный вес балки из сплава АК7ч – 13,3 кг, вес балки из МЛ5 – 9,05 кг и вес балки из пеноалюминия на основе АК7ч – 8,25 кг соответственно.

Применение изделий ответственного назначения из пеноалюминия в таких отраслях, как авиастроение и космическая отрасль, является перспективным с точки зрения технологии процесса и получаемых характеристик изделий.

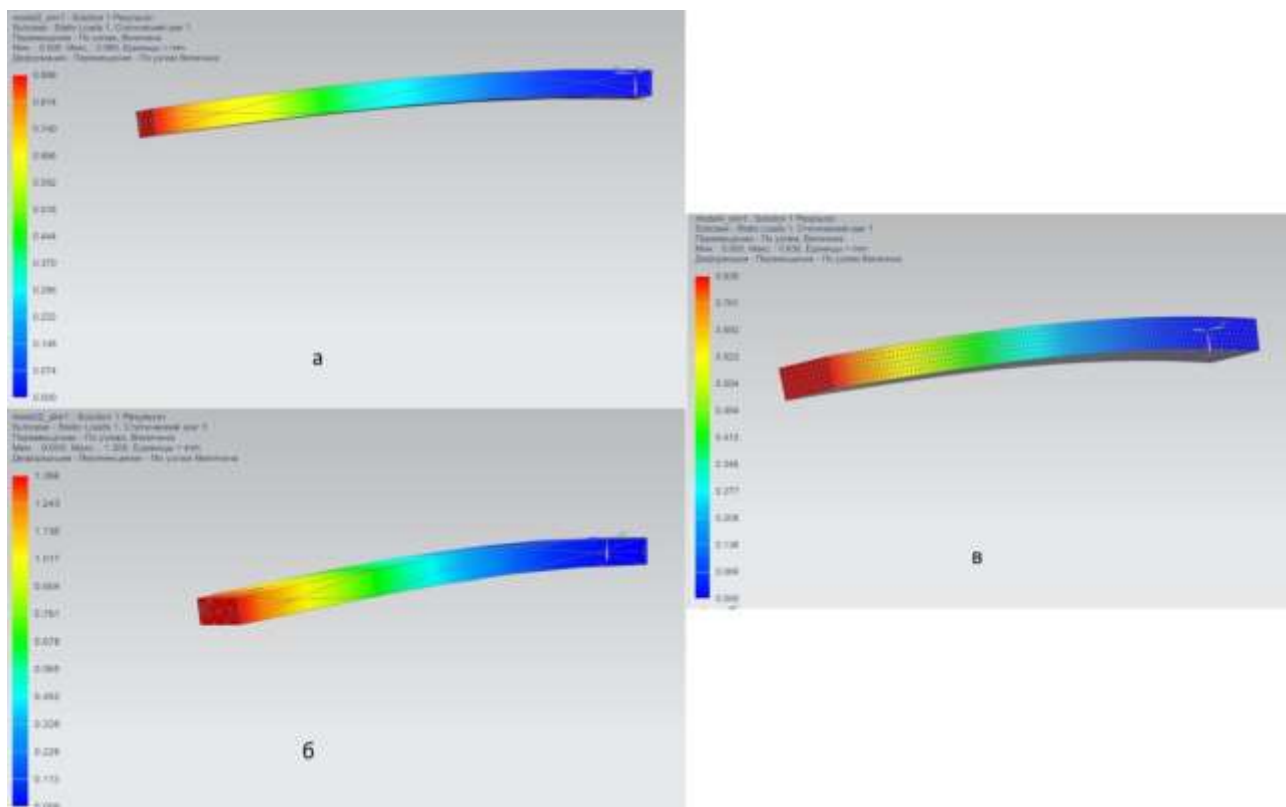


Рис. 2. Нагруженная балка из сплава АК7ч (а), нагруженная балка из сплава МЛ5 (б), нагруженная балка из пеноалюминия на основе сплава АК7ч (в)

Список литературы

1. Сандлер Р.А., Ратнер А.Х. Электрометаллургия алюминия и магния / Ленинградский горный ин-т. Л., 1983. 94 с.
2. Конструкционные материалы / гл. ред. А.Т. Туманов. Т. 2. М., 1964. 408 с. Сер. Энциклопедия современной техники.
3. Рейнор Г. В., Металловедение магния и его сплавов: пер. с англ. М.: Metallurgia, 1964. 488 с.
4. Альтман М.Б., Лебедев А.А., Чухров М.В. Плавка и литье легких сплавов. 2 изд. перераб и доп. М.: Metallurgia, 1969. 680 с.
5. Ершов М.Ю., Лепешкин И.А. Технологии получения автомобильных деталей из вспененного алюминия // Дизайн. Теория и практика. 2010. №4. С. 77-88
6. Способ получения пеноалюминия / А.И. Ковтунов, Т.В. Чермашенцева, Д.А. Семистенов, В.П. Сидоров. Пат. РФ № 2400552; опублик. 27.09.2010; бюл. № 27.
7. Бутарович Д.О. Пеноалюминий как энергопоглощающий материал и его основные свойства / Д.О. Бутарович, А.А. Смирнов, Д.М. Рябов // Машиностроение. 2011. №7. С. 53 – 58.
8. Мошников В.А., Соколова Е.Н., Спивак Ю.М. Формирование и анализ структур на основе пористого оксида алюминия // Известия СПбГЭТУ «ЛЭТИ». 2011. №2. С.13-19.
9. Возможности получения отливок из пеноалюминия с применением гранул «сухого льда» / И.О. Леушин, А.Н. Грачев, В.Н. Назаров, П.А. Горохов // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2020. №7(242). С. 41-45.

Сведения об авторах

Леушин Игорь Олегович – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Металлургические технологии и оборудование», ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева», Нижний Новгород, Россия. E-mail: igoleu@yandex.ru

Грачев Александр Николаевич – кандидат технических наук, доцент кафедры «Металлургические технологии и оборудование», ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева», Нижний Новгород, Россия. E-mail: alexgra76@mail.ru

Назаров Валерий Николаевич – технический директор ООО «Евролит», Нижний Новгород, Россия. E-mail: nazarovvn@rambler.ru

Горохов Павел Александрович – аспирант, ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева», Нижний Новгород, Россия. E-mail: pavel_goroxov@mail.ru

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

ALUMINUM FOAM IS A PROMISING MATERIAL FOR THE PRODUCTION OF CAST PRODUCTS FOR RESPONSIBLE PURPOSES

Leushin I. O. – D.Sc. (Eng.), Professor, head of the Department of Metallurgical technologies and equipment, Nizhny Novgorod state technical University n. a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia. E-mail: igoleu@yandex.ru

Grachev A. N. – Cand.Sc. (Eng.), Associate Professor at the Department of Metallurgical technologies and equipment, Nizhny Novgorod state technical University n. a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia. E-mail: alexgra76@mail.ru

Nazarov V. N. – technical Director of Evrolit LLC, Nizhny Novgorod, Russia. E-mail: nazarovvn@rambler.ru

Gorokhov P. A. – Postgraduate, Nizhny Novgorod state technical University n. a. R. E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia. E-mail: pavel_goroxov@mail.ru

***Annotation.** The results of the authors' analytical review of methods for obtaining aluminum foam and casting billets from it are presented. Examples of technologies for producing aluminum foam are given, and the main disadvantages are described. The technological scheme for obtaining aluminum foam is proposed, according to which foam and pore-forming agent in the form of "dry ice" granules are inputted into the aluminum melt directly in the working cavity of the mold. This scheme allows to produce foam aluminum plates for subsequent machining, as well as complex shaped castings, the overall dimensions of which are limited only by the ability of the mold to hold pressure during CO₂ sublimation. The authors suggest to conduct mathematical modeling to compare the characteristics of products made of aluminum, magnesium and aluminum foam to replace parts and components in the aircraft and space industries. The authors assume that the uniform structure and diameter of the cells in the volume of the casting positively affect the technical characteristics of the product, such as flexural and torsional strength. According to the authors, replacing parts and assemblies made of magnesium alloy with aluminum foam will reduce the weight of lightweight structures, operating under static loads, low and elevated temperatures, and increase their strength characteristics.*

Keywords: *aluminum foam, foaming agent, dry ice, granule, sublimation.*

Ссылка на статью:

Леушин И.О., Грачев А.Н., Назаров В.Н., Горохов П.А. Пеноалюминий – перспективный материал для производства литых изделий ответственного назначения // Теория и технология металлургического производства. 2020. №4(35). С. 35-38.

Leushin I.O., Grachev A.N., Nazarov V.N., Gorokhov P.A. Aluminum foam is a promising material for the production of cast products for responsible purposes. *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2020, vol. 35, no. 4, pp. 35-38.

УДК 669

Савинов А.С., Тютряков Н.Ш., Залилов Р.В., Рудь К.И.

ФОРМИРОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛОСКОЙ СТЕНКЕ ОТЛИВКИ

Аннотация. В работе рассмотрен вопрос о формировании напряженно-деформированного состояния (НДС) стенки отливки, приводящего к браку по холодным и горячим трещинам. Рассмотрено формирование НДС при температурном перепаде по сечению стенки отливки после полного ее затвердевания. Проведено математическое и физическое моделирование процессов термонапряженного состояния на материалах с низкой теплопроводностью из силикатного стекла. Такой подбор материалов позволил получить критические термические напряжения, приводящие к разрушению под действием теплового удара. В работе определено поле деформаций, возникающих при температурном перепаде, в момент разрушения исследуемого образца. Проведенный в соответствии с физическим экспериментом теоретический расчет позволил произвести количественную оценку изменения напряжений по сечению стенки во времени. Определена и графически представлена динамика изменения главных напряжений и их результирующих, полученных по четвертой теории прочности, что позволит определить условия нарушения сплошности материала применительно к стенке отливки.

Ключевые слова: отливка, плоская стенка, термические напряжения, температурные деформации, математическое моделирование.

Горячие трещины в отливках образуются в интервале кристаллизации литейных сплавов и являются следствием неравномерности температурных полей [1]. Температурные напряжения являются одним из компонентов напряженно-деформированного состояния системы «отливка-форма» в процессе ее формирования и охлаждения. Для анализа возникающих напряжений необходима математическая количественная оценка температурных деформаций по сечению стенки отливки. Кроме того, создание математического аппарата определения максимальных температурных деформаций, при сопоставлении их с критическими, также может служить для оценки прочности детали при тепловых ударах, что особенно актуально для хрупких материалов (чугуны, петруггическое литье, ситаллы и др.).

Рассмотрим температурные деформации, возникающие в сплошной пластине при ее охлаждении (рис. 1). Для чего разобьем пластину толщиной δ на ряд слоев толщиной h и обозначим границы полученных слоев как $i=[1 \dots N], [N+1 \dots K]$ [2]. В процессе решения поставленной задачи будем определять деформацию границы $i=N$ [3, 4].

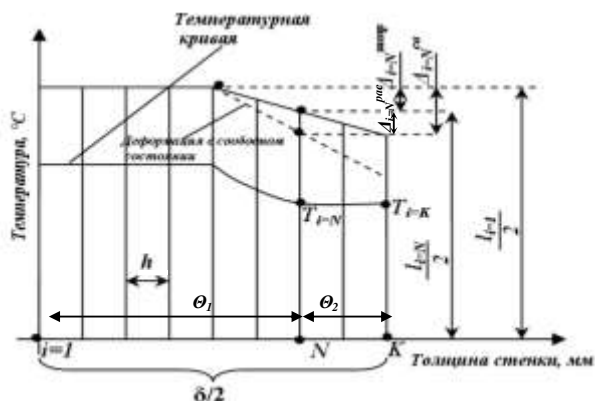


Рис. 1. Расчетная схема к задаче о температурных деформациях в плоской симметричной пластине

Для проверки адекватности представленной модели был проведен следующий эксперимент (рис. 2) [5]. Пластины из силикатного стекла размерами $100 \times 100 \times 4$ мм помещали в муфельную печь СНОЛ-1.6.2.5.1.11-43 с температурой, значительно превышающей температуру окружающей среды. После тридцатиминутной выдержки пластину опускали в воду, имеющую комнатную температуру. Нагрев образцов осуществляли в температурном интервале $50-150^\circ\text{C}$, последовательно сужая исследуемый интервал. В ходе многочисленных экспериментов при температурах $82-85^\circ\text{C}$ получили устойчивое образование трещины на поверхности образца.

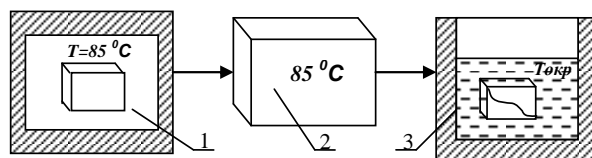


Рис. 2. Схема проведения эксперимента:
1 – муфельная печь; 2 – образец;
3 – емкость с охлаждающей средой

Исходя из полученных данных, был произведен расчет теплового поля исследуемого образца при следующих начальных условиях:

$$\tau = 0; 0 \leq x \leq L; T_{\text{нач}} = 84^\circ\text{C}.$$

Решение линейного одномерного уравнения теплопроводности

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial \tau} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad 0 < x < L, \quad (1)$$

где ρ , c , λ – плотность, теплоемкость и теплопроводность изучаемого объекта;

T – температура;

x , τ – текущая координата и временной интервал,

осуществляли методом конечных разностей с использованием граничного условия I рода:

$$x=0: T_{\text{л}}=T_{\text{окр}}; \tau>0;$$

$$x=L: T_{\text{п}}=T_{\text{окр}}; \tau>0.$$

Использование полученного теплового поля позволило получить критическую относительную деформацию, при которой произошло разрушение $\varepsilon = 0,000273$ ед. Полученные результаты подтверждены опытным путем при разрушении пластины силикатного стекла под действием изгибающей нагрузки [6]. Критические деформации, полученные различными методами, представлены в табл. 1.

Таблица 1

Сравнение значений механических характеристик пластины из силикатного стекла, полученных различными методами

Предел прочности σ_B , МПа	Модуль продольной упругости E , МПа	Критическая деформация ε_B , ед., по выражению	Критическая деформация ε_B , ед., по выражению
38,58	102588,5	0,000376	0,000273

Динамика изменения деформационного поля во времени показана на рис. 3. Исходя из расчетов, критические деформации были получены на поверхности образца. Такой характер изменения в динамике критических деформаций при температурном перепаде (см. рис. 3) подтверждается и данными других авторов [1, 7].

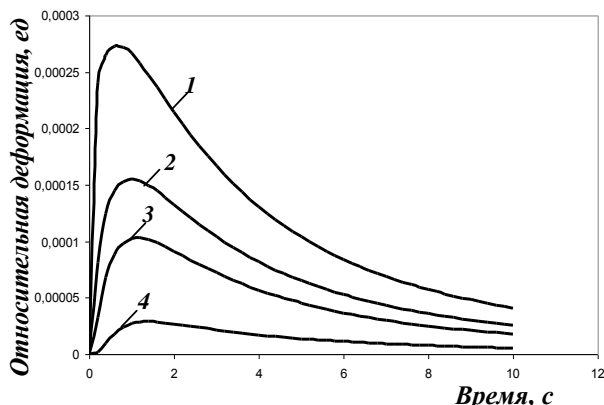


Рис. 3. Распределение растягивающих температурных деформаций:

1 – поверхность; 2 – на расстоянии 1,7 мм от центра стенки; 3 – 1,5 мм; 4 – 1 мм

Было установлено, что значения критических деформаций, полученных экспериментально и с использованием предложенного математического аппарата, достаточно близки. Некоторое отклонение между ними связано с тем, что эксперименты проводили при различных температурах, а значение теплового поля силикатного стекла было получено при использовании справочных величин теплофизических характеристик.

В целом значения критических деформаций, полученные двумя разными способами, сопоставимы и достаточно близки в абсолютном выражении, а следовательно, данная методика может быть использована для инженерных расчетов по определению температурных деформаций в плоской стенке отливки.

Определив температурные деформации по сечению стенки отливки, рассмотрим возникающие при температурном деформировании напряжения в каком-либо слое, очерченном границами $i, i+1$ (рис. 4). Пусть в первоначальный момент времени границы данного слоя не деформированы (температура по сечению стенки постоянна). Вырежем из данного слоя квадратный элемент со стороной h (рис. 4, а) [8].

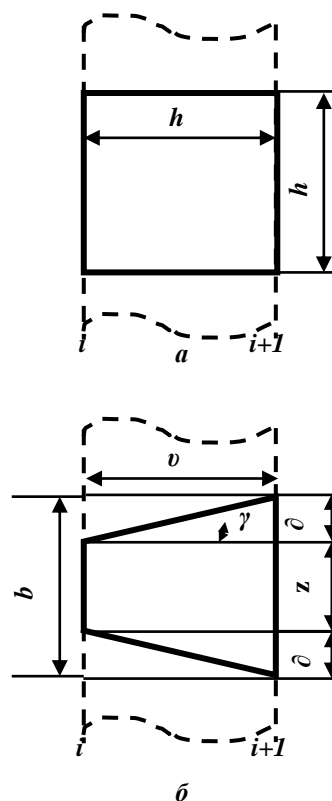


Рис. 4. Схема к расчету напряженного состояния

При охлаждении элемента на величину $\Delta T_{\text{эл}}$, определяемую как

$$\Delta T_{\text{эл}} = T_{\text{нач}} - \frac{T_i + T_{i+1}}{2}, \quad (2)$$

произойдет изменение размеров элемента до v (рис. 4, б).

$$v = (1 - \alpha \Delta T_{\text{эл}}) h, \quad (3)$$

где α – коэффициент термического расширения, $^{\circ}\text{C}$.

Однако при учете взаимовлияния слоев, описанного выше, грани, лежащие на границах $i, i+1$, изменятся до размеров b и z соответственно и будут найдены как

$$b = h\alpha\Delta T_{эл} (1 + \varepsilon_i), \quad (4)$$

$$z = h\alpha\Delta T_{эл} (1 + \varepsilon_{i+1}). \quad (5)$$

Деформация вертикальных граней элемента различна и отличается на величину абсолютного отклонения 2δ . Определим это отклонение как

$$2\delta = z - b. \quad (6)$$

Или, подставив выражения (4), (5) в выражение (6), получим

$$2\delta = \frac{h\alpha\Delta T_{эл}}{2} (\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i). \quad (7)$$

Образующийся при деформации угол сдвига γ (см. рис. 4, б) вычислим как

$$\operatorname{tg}\gamma = \delta / \nu. \quad (8)$$

Подставив выражения (2), (3) в выражение (6), получим величину угла сдвига γ :

$$\gamma = \operatorname{arctg} \frac{\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i}{2}. \quad (9)$$

На основании источника [10] касательные напряжения τ определяют как

$$\tau = G(t)\gamma, \quad (10)$$

где $G(t)$ – температурная зависимость модуля упругости II рода (модуля сдвига), МПа.

Следует отметить, при температурах образования горячих трещин в стенке отливки упругие деформации значительно выше пластических [11]. Следовательно, данную формулу в первом приближении можно использовать для определения касательных напряжений.

Подставив выражение (9) в равенство (10), получим значения термических касательных напряжений $\tau_{терм}$:

$$\tau_{терм} = G(t) \operatorname{arctg} \frac{\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i}{2}. \quad (11)$$

В случае если температурная зависимость модуля сдвига для материала неизвестна, то полученные касательные напряжения можно выразить через температурные зависимости модуля Юнга [11]:

$$\tau_{терм} = \frac{E(t)}{2(1 + \mu)} \operatorname{arctg} \frac{\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i}{2}, \quad (12)$$

где μ – коэффициент Пуассона материала, ед.

Таким образом, полученные выражения позволяют определять поле термических напряжений по сечению стенки отливки [12].

Определим, используя формулу (12) и закон Гука, поле возникающих термических напряжений для плоской стенки силикатного стекла (рис. 5), соответствующее полю температурных деформаций, показанному на рис. 3.

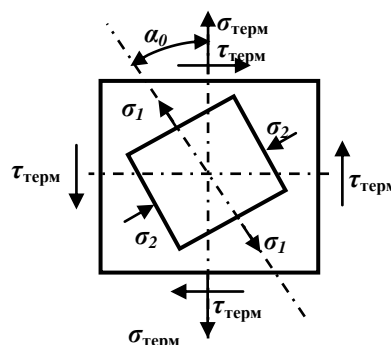


Рис. 5. Схема к расчету главных напряжений

При расчете коэффициент Пуассона принят равным $\mu=0,25$. Возникающие от термического удара нормальные напряжения определяли, используя закон Гука, по среднему значению деформации элемента как

$$\sigma_{терм} = E_i(t) \frac{(\varepsilon_i + \varepsilon_{i+1})}{2}. \quad (13)$$

При расчете напряженного состояния, вызванного температурным перепадом по сечению стенки отливки, возникает плоское напряженное состояние (рис. 5), выраженное напряжениями $\sigma_{терм}$, $\tau_{терм}$. Распределение напряжений $\sigma_{терм}$, $\tau_{терм}$ по сечению стенки во времени показано на рис. 6. Для полной оценки прочности требуется определение главных напряжений, возникающих на главных площадках, положение которых можно определить, вычислив угол поворота α_0 , для чего используют следующие выражения [11]:

$$\left. \begin{aligned} \cos 2\alpha_0 &= \pm \frac{\sigma_x - \sigma_y}{\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_x^2}} \\ \cos^2 \alpha_0 &= \frac{1}{2} \left(1 \pm \frac{\sigma_x - \sigma_y}{\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_x^2}} \right) \\ \sin^2 \alpha_0 &= \frac{1}{2} \left(1 \pm \frac{\sigma_x - \sigma_y}{\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_x^2}} \right) \\ \sin 2\alpha_0 &= \pm \frac{2\tau_x}{\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_x^2}} \end{aligned} \right\} \quad (14)$$

Применив формулу значений нормальных напряжений для наклонных сечений

$$\sigma_\alpha = \sigma_x \cos^2 \alpha + \sigma_y \sin^2 \alpha + \tau_x \sin 2\alpha \quad (15)$$

и подставив в нее выражение (14), получим выражения экстремальных (главных) напряжений при плоском напряженном состоянии:

$$\sigma_1 = \sigma_{терм} + \frac{1}{2} \sqrt{\sigma_{терм}^2 + \tau_{терм}^2}; \quad (16)$$

$$\sigma_2 = \sigma_{\text{терм}} - \frac{1}{2} \sqrt{\sigma_{\text{терм}}^2 + \tau_{\text{терм}}^2} \quad (17)$$

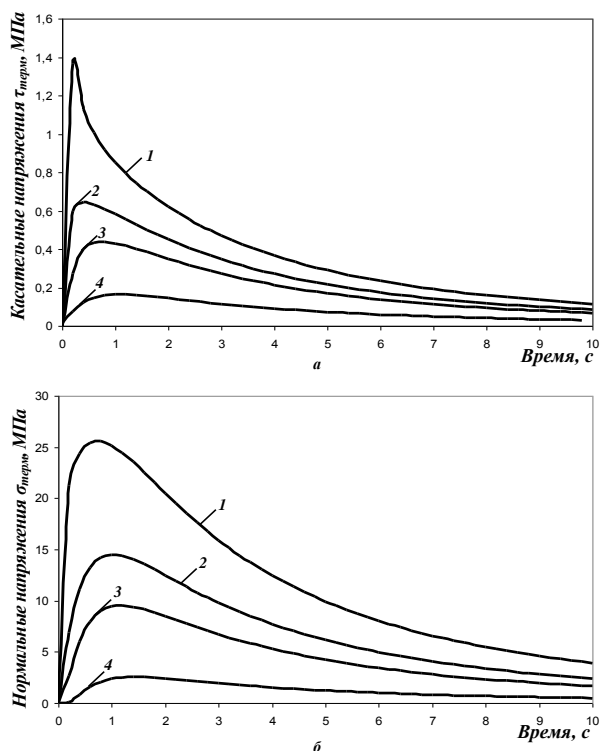


Рис. 6. Изменение касательных (а) и нормальных (б) напряжений по сечению стенки силикатного стекла во времени:

1 – поверхность; 2 – на расстоянии 1,7 мм от центра стенки; 3 – 1,5 мм; 4 – 1 мм

Используя выражения (16) и (17), определим значения главных напряжений в стенке силикатного стекла. Результаты расчета представлены на рис. 7.

Для обобщения найденных напряжений используем энергетическую (четвертую) теорию прочности [11], которая применительно к рассматриваемому случаю плоского напряженного состояния имеет следующий вид:

$$\sigma_{\text{экв}}^{\text{IV}} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + \sigma_2^2 + \sigma_1^2]} \leq [\sigma], \quad (18)$$

где $\sigma_{\text{экв}}^{\text{IV}}$ – эквивалентное напряжение по IV теории прочности, МПа;

$[\sigma]$ – допускаемое напряжение, МПа.

Учитывая, что величина напряжения σ_2 значительно меньше σ_1 , для оценки прочностных свойств, с целью упрощения расчетов, можно использовать I теорию прочности, выраженную следующим неравенством:

$$\sigma_{\text{экв}}^{\text{I}} = \sigma_1 \leq [\sigma], \quad (19)$$

где $\sigma_{\text{экв}}^{\text{I}}$ – эквивалентное напряжение по I теории прочности, МПа.

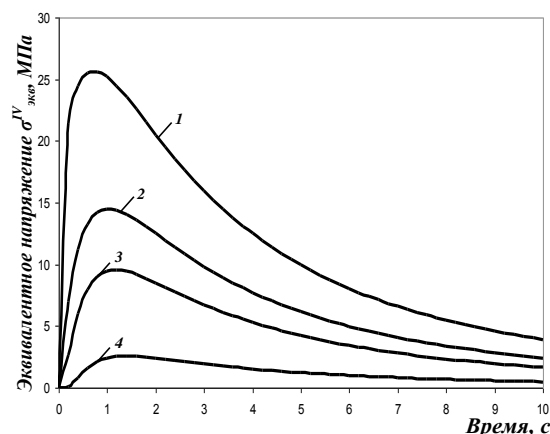


Рис. 7. Изменение эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{экв}}^{\text{IV}}$ во времени:

1 – поверхность; 2 – на расстоянии 1,7 мм от центра стенки; 3 – 1,5 мм; 4 – 1 мм

Таким образом, выражения (18), (19) позволяют определить суммарные напряжения, возникающие при температурном перепаде в стенке отливки.

Используя выражение (18), определим эквивалентные напряжения для стенки силикатного стекла. Полученное решение отобразим графически (рис. 8).

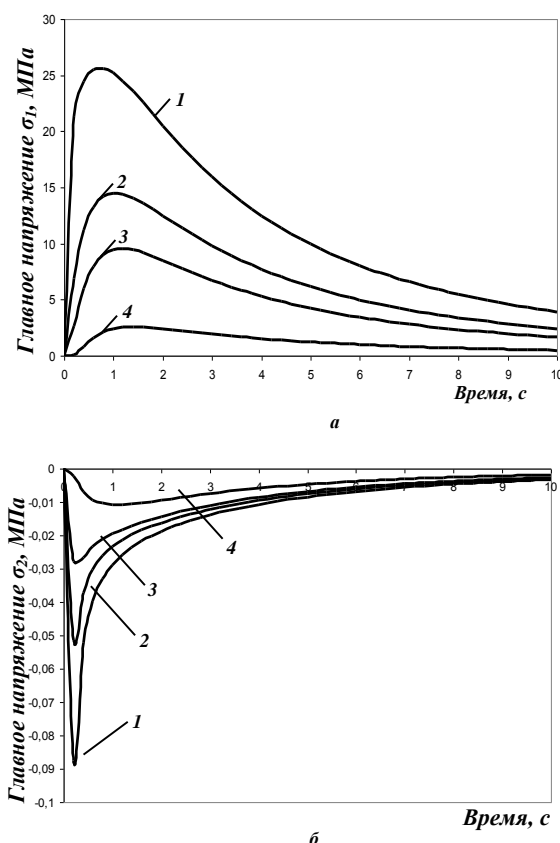


Рис. 8. Динамика изменения главных напряжений σ_1 (а) и σ_2 (б) в пластине силикатного стекла:

1 – поверхность; 2 – на расстоянии 1,7 мм от центра стенки; 3 – 1,5 мм; 4 – 1 мм

Таким образом, в результате проведенной работы получен математический аппарат, обеспечивающий оценку напряженно-деформированного состояния стенок отливки при температурном переходе по её сечению.

Вероятность представленных теоретических выкладок подтверждена результатами физического моделирования на материалах с низкой теплопроводностью.

Список литературы

1. Напряжения и прочность затвердевающего слоя отливок прокатных валков / А.Л. Рудницкий, Л.В. Гольдштейн, Р.Л. Билярчик и др. // Литейное производство. 1985. №10. С.27–28.
2. Применение разностных схем в расчете температурных напряжений при разрушении / А.С. Савинов, К.И. Шишкина, Е.А. Селиванова и др. // Современные методы конструирования и технологии металлургического производства: Междунар. сб. науч. тр. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. С. 47–52.
3. Савинов А.С., Дьяченко Д.Я., Фролушкина К.А. Расчет температурных деформаций при охлаждении пластины // Механическое оборудование металлургических заводов: Междунар. сб. науч. тр. Магнитогорск: ФГБОУ ВПО «МГТУ», 2012. С. 177–180.
4. Расчет температурных деформаций в алюминиевой пластине при охлаждении ее в различных условиях / А.С. Савинов, Л.Б. Долгополова, Е.А. Анисимова и др. // Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2012. С. 89–94.
5. Экспериментальное определение критических деформаций при температурном градиенте стенки отливки / А.С. Савинов, А.С. Тубольцева, Е.А. Анисимова и др. // Современные проблемы теории машин: материалы I Международной заочной научно-практической конференции. Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ, 2013. С. 128-131.
6. Экспериментальное определение механических свойств хрупких материалов / А.С. Савинов, Л.Б. Долгополова, Е.А. Анисимова, Е.С. Савинов // Механика и актуальные проблемы металлургического машиностроения: междунар. сб. науч. тр. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. С. 52-55.
7. Оценка температурных напряжений в затвердевающей отливке / В.А. Журавлев, З.Ф. Кильдюшева, С.К. Михайлов и др. // Литейное производство. 1972. №7. С. 21.
8. Колокольцев В.М., Савинов А.С., Ибрагимов Ф.Г. Идентификация термических напряжений при температурном градиенте в плоской стенке отливки // Сталь. 2014. №4. С. 21-24.
9. Расчет деформации литейных систем при затрудненной усадке с цилиндрическим элементом внедрения / А.С. Савинов, А.С. Тубольцева, Н.Н. Хоменко и др. // Механическое оборудование металлургических заводов: Международ. сб. науч. тр. Магнитогорск: ФГБОУ ВПО «МГТУ», 2012. С. 148–153.
10. Морозейский Л.И., Митенев О.А. Исследование отливки широких слябов в кристаллизаторы с волнистой поверхностью // Проблемы стального слитка. Физико-химические процессы кристаллизации стальных слитков. М.: Металлургия, 1967. №2. С. 439–447.
11. Дарков А.В., Шпиро Г.С. Сопrotивление материалов. М.: Высш. шк., 1975. 654 с.

Сведения об авторах

Савинов Александр Сергеевич – доктор технических наук, заведующий кафедрой механики, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: savinov_nis@mail.ru.

Тютеряков Наиль Шаукатович – кандидат технических наук, доцент кафедры ПиЭММО, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: n.tutyaryakov@magtu.ru.

Залилов Рустем Венирович – старший преподаватель кафедры ПиЭММО, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: zalilow74@ya.ru.

Рудь Ксения Игоревна – магистр кафедры литейных процессов и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

FORMATION OF THERMAL STRESSES IN THE FLAT WALL OF THE CASTING

Savinov Aleksandr S. – D.Sc. (Eng.), Associate Professor, Director of Metallurgy, Mechanical Engineering and Materials Processing Institute, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: savinov_nis@mail.ru

Tyuteryakov Nail Sh. – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of department of Design and operation of metallurgical machinery and equipment, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: n.tyuteryakov@magtu.ru.

Zalilov Rustem V. –Senior Lecturer of department of Design and operation of metallurgical machinery and equipment, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: zalilow74@ya.ru.

Rud Ksenia I. – Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: koks1690@mail.ru.

Annotation. *The paper considers the issue of the formation of the stress-strain state (SSS) of the casting wall, leading to rejects due to cold and hot cracks. The formation of stress-strain state at a temperature difference over the section of the casting wall after its complete solidification is considered. Mathematical and physical modeling of thermally stressed state processes on materials with low thermal conductivity from silicate glass has been carried out. Such a selection of materials made it possible to obtain critical thermal stresses leading to destruction under the influence of thermal shock. In this work, the field of deformations arising at a temperature difference at the moment of destruction of the sample under study was determined. The theoretical calculation carried out in accordance with the physical experiment made it possible to quantitatively estimate the change in stresses over the section of the wall in time. The dynamics of changes in the principal stresses and their resultant ones, obtained according to the fourth theory of strength, are determined and graphically presented, which will make it possible to determine the conditions for discontinuity of the material in relation to the casting wall.*

Keywords: casting, flat wall, thermal stresses, thermal deformations, mathematical modeling.

Ссылка на статью:

Савинов А.С., Тютеряков Н.Ш., Залилов Р.В., Рудь К.И. Формирование термических напряжений в плоской стенке отливки // Теория и технология металлургического производства. 2020. №4(35). С. 39-44.

Savinov A.S., Tyuteryakov N.Sh., Zalilov R.V., Rud K.I. Formation of thermal stresses in the flat wall of the casting. *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2020, vol. 35, no. 4, pp. 39-44.

ИНФОРМАЦИОННОЕ ПИСЬМО

Уважаемые коллеги!

Приглашаем Вас принять участие в издании научного журнала «Теория и технология металлургического производства» («*Teoriã i tehnologiã metallurgiçeskogo proizvodstva*») (Аббревиатура: **Teor. tehnol. metall. proizv.**) Периодичность издания – 4 раза в год.

Журнал зарегистрирован в Научной электронной библиотеке, включен в базу данных Российского индекса научного цитирования (РИНЦ). ISSN 2311-5378. Не забывайте в библиографических ссылках статей указывать свои труды и труды Ваших коллег для повышения индекса научного цитирования и изданий в целом.

Журнал включает в себя следующие разделы:

1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов.
2. Металлургия черных, цветных и редких металлов.
3. Литейное производство.
4. Обработка металлов давлением.

Для публикации статьи в журнале необходимо представить **следующие материалы:**

- электронную версию статьи выслать по электронной почте;
- экспертные заключения о возможности опубликования от всех организаций, сотрудниками которых являются авторы статьи;
- контактный E-mail: , контактный телефон, почтовый адрес для получения экземпляра журнала;
- адрес редакции Ленина пр., д. 38, г. Магнитогорск, 455000. Тел. (3519) 29-85-18, E-mail: TТаPEoMP@mail.ru; ttmp@magtu.ru.
- лицензионный договор на передачу прав
- авторская справка

Авторам, представившим статьи для публикации, будет выслан один экземпляр журнала. Материалы, переданные в журнал, редакционной коллегией не возвращаются.

Статьи должны быть выполнены в текстовом редакторе MS Office Word 2007 и оформлены в соответствии со следующими требованиями:

- формат страницы – А4 (210x297мм), отступы: слева, справа и сверху по 18 мм, снизу – 20 мм; нумерация страниц снизу по центру;
- шрифт основного текста – Times New Roman размера 12 пунктов;
- межстрочный интервал – одинарный;
- отступ перед каждым абзацем (красная строка) – 5 знаков (примерно 10 мм);
- формулы должны быть набраны в тексте, вписывание формул от руки не допускается; размер базового шрифта в формулах – 12 пунктов;
- горизонтальные страницы допускается оформить отдельно от вертикальных страниц статьи, они должны быть также формата А4;
- рисунки должны быть вставлены в текст;
- не допускается разрыв таблиц, рисунков, заголовков при переходе со страницы на страницу;
- статья должна включать: УДК, авторов, название, аннотацию, ключевые слова, текст, список литературы, сведения об авторах.
- структура основной части статьи: введение, теория, результаты исследования, заключение. Пример оформления статьи приведен в **(Приложении 1)**.
- аннотация (*Abstracts*) (150-250слов), выполняется курсивом (аннотация должна быть логически выстроена);
- ключевые слова (*Keywords*) (5-15 основных терминов), выполняется курсивом;
- список литературы выполняется в соответствии с требованиями (пример оформления литературы приведен в **(Приложении 2)**);
- сведения об авторах (*Information about authors*) должны включать: Ф.И.О. полностью, должность, место работы, ученая степень, ученое звание, контактный телефон, электронный и почтовый адреса;
- в конце статьи дается английская версия фамилий, инициалов авторов, названия статьи, авторского резюме, ключевых слов, сведений об авторах. **За качество перевода несут ответственность авторы статьи. Использование электронного переводчика не допустимо.**

Редакционная коллегия оставляет за собой право исправлять орфографические ошибки без согласования с авторами.

Пример оформления статьи

УДК 621.746.5.047

Столяров А.М., Шевченко Е.А.

УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА УЗКИХ ГРАНЕЙ СЛЯБОВОЙ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ*Аннотация. 150-250 слов**Ключевые слова: 5-15 основных терминов*

Текст статьи

Список литературы

Сведения об авторах

Stolyarov A.M., Shevchenko Y.A.

IMPROVING THE QUALITY OF NARROW FACES CONTINUOUS SLAB BILLET*Abstract. 150-250 words**Keywords: 5-15 basic terms**References:**Information about authors**Пример оформления литературы***Список литературы**

1. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Изучение качества слябовой заготовки, отлитой на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. №1 (41). С. 27 – 30.
2. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Влияние температуры разливаемого металла на качество непрерывнолитого сляба и листового проката // Теория и технология металлургического производства: межрегион. сб. науч. тр. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И.Носова, 2012. Вып.12. С. 68–74.
3. Пат. 2061756 РФ, МПК С 21 В 7/00. Доменная печь / Курбацкий М.Н., Манаенко И.П., Монастырков В.П. и др.; заявитель и патентообладатель ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», Товарищество с ограниченной ответственностью «Техника и технология» (RU). № 9305232/02; заявл. 18.11.93; опубл. 10.06.96, Бюл. № 16. 4 с.: ил.
4. Донсков Е.Г., Лялюк В.П., Севернюк В.В. Работа воздушных фурм доменных печей. Днепропетровск: Пороги, 1997. 120 с.
5. Лукашов Г.Г., Савелов Н.И., Плискановский С.Т. Опыт работы доменных печей на воздушных фурмах различного диаметра // Сталь. 1972. № 7. С. 587-589.
6. Максимов Е.В., Альжанов М.К., Ержанов У.К. Влияние параметров фурмы на перепад газа в доменной печи. // Тез. докл. III Международного конгресса доменщиков. Новокузнецк, 1995. С.120.

На английском языке: Авторы (транслитерация). Название статьи на английском языке. Название журнала курсивом (транслитерация) [Название журнала на английском языке (если есть)]. Выходные данные на английском языке, либо цифровые.

1. Moshkunov V.V., Stolyarov A.M., Kazakov A.S. Determination of the length to point of solidification in strands of Peritectic Low Alloyed steels for pipes with using “Mini whale” effect. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tehniceskogo universiteta im. G.I.Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2012, no. 1(37), pp. 24-26.

Ответственный по изданию журнала: канд. техн. наук. Тютеряков Н.Ш.

По всем вопросам обращаться по тел.: +7 (3519)29-85-18, 89049410710, либо по E-mail:ttmp@magtu.ru