

ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

№ 2 (41) 2022

Журнал включен в Перечень российских рецензируемых научных журналов, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук (Перечень ВАК), по специальностям: 2.6.2 Металлургия черных, цветных и редких металлов; 2.6.3 Литейное производство; 2.6.4 Обработка металлов давлением. 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

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

Р.П. Кардосо – д-р техн. наук, проф.

Федеральный университет Санта-Катарины,
Бразилия

Е. В. Агеев – д-р техн. наук, проф.,
Юго-Западный государственный университет

В.Б. Деев – д-р техн. наук, проф.
НИТУ 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 материалобработки
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,
д-р техн. наук

Научный редактор:

Н.Ш. Тютеряков – 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», 2022

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 29.06.2022. Заказ 172. Тираж 500 экз.
Цена свободная.

THE THEORY AND PROCESS ENGINEERING OF METALLURGICAL PRODUCTION

No. 2 (41) 2022

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

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

A.A. Kazakov – D.Sc., Associate Professor,
Peter the Great St.Petersburg Polytechnic 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. Ostrowski – D.Sc., Professor,
University of New South Wales, Australia

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

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

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

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

E.V. Ageev – D.Sc., Professor, Southwest State University

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

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

V.M. Salganik – D. Sc., Professor,
Nosov Magnitogorsk State Technical 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., Nosov
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”, 2022

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: TTPeOMP@magtu.ru; ttmp@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 29.06.2022. Order 172. Circulation: 500.
Open price.

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ.....	4
Манашев И.Р. ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ФУТЕРОВОК МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ АГРЕГАТОВ ПУТЁМ ПРИМЕНЕНИЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ОГНЕУПОРОВ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ.....	4
ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО.....	12
Гутько Ю.И., Войтенко В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ И ВЫБИВАЕМОСТИ ПЕСЧАНО-ЖИДКОСТЕКОВЫХ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ СТАЛЬНОЙ ПОРОШОК.....	12
Фирстов А.П. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИГНОСУЛЬФОНАТОВ СУЛЬФАТОМ ЖЕЛЕЗА (III).....	18
Столяров А.М., Куклина О.В., Потапова М.В. ИЗУЧЕНИЕ КАЧЕСТВА НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБОВ ИЗ ТРУБНОЙ СТАЛИ.....	22
Андросенко М.В., Кенарь Е.В., Тютяряков Н.Ш., Усатая Т.В., Дерябина Л.В. АЛГОРИТМ РАСЧЁТА И СОСТОЯНИЯ ФОРМИРУЕМОЙ ЗАГОТОВКИ НА МАШИНЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ.....	26
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ.....	32
Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Песин И.А., Кожемякина А.Е., Носов Л.В., Сверчков А.И. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛЕНТ, ОБЛАДАЮЩИХ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ И ПЛАСТИЧНОСТЬЮ.....	32

CONTENTS

METALLURGY OF BLACK, COLOR AND RARE METALS.....	4
Manashev I.R. THE POSSIBILITIES OF INCREASING THE LINING RESISTANCE OF METALLURGICAL AGGREGATES BY USING NEW COMPOSITE SHS MATERIALS IN THE REFRACTORIES PRODUCTION.....	4
FOUNDRY.....	12
Gutko Y.I., Voytenko V.V. RESEARCH OF STRENGTH AND DESTRUCTIBILITY OF FOUNDRY LIQUID-GLASS CORES CONTAINING STEEL POWDER.....	16
Firstov A.P. MODIFICATION OF LIGNOSULFONATES WITH IRON (III) SULFATE.....	18
Stolyarov A.M., Kuklina O.V., Potapova M.V. STUDY OF THE QUALITY OF CONTINUOUSLY CASTED SLABS FROM PIPE STEEL.....	22
Androsenko M.V., Kenar E.V., Tyuteryakov N.Sh., Usataya T.V., Deryabina L.V. ALGORITHM FOR CALCULATION OF PARAMETERS AND CONDITION OF THE BILLET FROM CONTINUOUS CASTING MACHINE.....	26
PROCESSING OF METALS BY PRESSURE.....	32
Pustovoitov D.O., Pesin A.M., Pesin I.A., Kozhemiakina A.E., Nosov L.V., Sverchkov A.I. DEVELOPING ASYMMETRIC ROLLING PROCESS SCHEDULES FOR METAL NARROW STRIPS, SHOWING HIGHER STRENGTH AND DUCTILITY.....	32

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ

УДК 666.76

Манашев И.Р.

ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ФУТЕРОВОК МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ АГРЕГАТОВ ПУТЁМ ПРИМЕНЕНИЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ОГНЕУПОРОВ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ

Аннотация. Повышение срока службы и снижение затрат на огнеупоры остаётся актуальной задачей для металлургического производства. Одним из путей её решения является применение новых композиционных материалов при изготовлении современных огнеупоров. В работе проведены исследования по легированию ковшевых периклазуглеродистых (ПУ) изделий марки «ПУПК-Ш» композиционными бор- и азотсодержащими антиоксидантами, полученными СВС-методом.

В результате лабораторных испытаний установлено, что ПУ-изделия, содержащие в составе СВС-антиоксиданты марок VortiX ($2\text{TiB}_2\text{-TiC}$), Нитро-борал ($\text{BN-Al}_2\text{O}_3$) и НК-2 ($\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Si}$) по сравнению с ПУ-изделиями обычного состава, включающими традиционную антиокислительную добавку (порошок алюминия марки АПВ-П), характеризуются лучшими показателями шлакоустойчивости, окисляемости и физико-механическими свойствами после коксующегося обжига. На основании полученных результатов опытные составы изделий марки «ПУПК-Ш», содержащие композиционные СВС-антиоксиданты, были рекомендованы для опытно-промышленных испытаний.

Ключевые слова: оксидоуглеродистые огнеупоры, графит, окисление, антиоксиданты, порошок алюминия, карбид бора, бориды, нитриды, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), композиционные материалы, рабочая футеровка.

Несмотря на сравнительно небольшую долю затрат на огнеупоры в себестоимости производства стального проката (~5%), снижение расходов на огнеупорные материалы и футеровочные работы остаётся актуальной задачей для металлургии. Одним из перспективных путей решения данной задачи является внедрение в производство огнеупоров новых композиционных материалов для повышения их стойкости и увеличения срока службы.

Безобжиговые оксидоуглеродистые материалы, наряду с традиционными оксидными огнеупорами, имеют широкую сферу применения в металлургической промышленности. На сегодняшний день они являются основным материалом для создания рабочих футеровок кислородных конвертеров, электросталеплавильных печей, сталеразливочных ковшей и прочих агрегатов, а также используются в качестве самостоятельных функциональных элементов. Наибольший объём потребления приходится на периклазуглеродистые и корундографитовые изделия и их модификации. Основным источником углерода в таких изделиях является, как правило, крупночешуйчатый графит природного происхождения, содержание которого обычно составляет 5-15%. Графит улучшает коррозионную стойкость огнеупора и его термомеханические свойства. Однако, вследствие того, что он легко окисляется, как и другие углеродистые компоненты (технический углерод, пек и пр.), в состав таких огнеупоров вводят специальные «защитные» добавки – антиоксиданты, количество которых обычно составляет не более 3–5%.

В настоящее время широко применяемым материалом-антиоксидантом является алюминий. Порошки

алюминия используют как в первичной (~98% Al), так и вторичной (>85% Al) форме. В процессе службы «защитные» функции алюминия проявляются при температуре свыше 700-800°C. Наряду с образованием Al_2O_3 он также образует карбид Al_4C_3 и шпинель $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, что снижает открытую пористость изделий после обжига в агрегате. Исследования периклазуглеродистых огнеупоров после их термообработки при 1000°C в инертной среде показали, что изделия без добавки Al характеризовались снижением предела прочности в среднем на 50% и увеличением открытой пористости на ~70%, в то время резких ухудшений физико-механических свойств изделий с добавкой Al не наблюдалось [1]. В [2] авторами проведены лабораторные исследования по влиянию порошков алюминия и кремния на свойства периклазуглеродистых огнеупоров. На основе полученных результатов испытаний установлено, что совместная добавка Al и Si (по 1%) обеспечивает лучшую горячую прочность и коррозионную стойкость $\text{MgO}\text{-C}$ -огнеупора в сравнении с изделием без антиоксидантов.

Эффективными антиоксидантами считаются борсодержащие бескислородные сплавы: V_4C , MgB_{12} , TiB_2 и др., процесс их окисления сопровождается значительным увеличением объёма и массы, в результате чего резко уплотняется контактная поверхность огнеупорного изделия. Компанией SB Boron corp. (США) предлагаются для применения в качестве эффективных антиоксидантов углеродсодержащих огнеупоров материалы «Storox» (7% B; 44% Mg; 44% Al; 5% MgO) и «Boron 2000» (74,35% B; 21,10% Mg) [3]. По заявлению производителя введение таких добавок в состав углеродсодержащих огнеупорных изделий в количестве 2-4% улучшает их горячую прочность и шлакоустойчи-

вость, а также снижает открытую пористость.

Авторы [4] на основе собственных исследований сообщают, что повышение коррозионной стойкости оксидоуглеродистых огнеупоров возможно добиться применением добавок гексагонального нитрида бора, карбида бора и металлического алюминия. В результате лабораторных исследований установлено, что наилучший эффект проявляется при использовании h-BN, а наименьший – при использовании металлического Al.

Работа [5] посвящена исследованию влияния ультрадисперсного карбида бора (D_{50} 70 нм) на свойства периклазуголеродистых огнеупоров. Использовали три типа комбинаций добавок: Al; Al + 0,3% $B_4C(D_{50}$ 70нм); Al + 0,3% $B_4C(D_{50}$ 11мкм). В результате лабораторных исследований установлено, что комбинация добавок Al+ B_4C обеспечивает лучшие физико-механические характеристики изделий в сравнении с добавкой металлического алюминия. В то же время свойства изделий с добавкой «нано» и «микро» карбида бора после лабораторных испытаний были практически одинаковы.

Перспективными антиоксидантами углеродсодержащих огнеупоров представляются азотсодержащие соединения, в частности композиции на основе нитридов бора и кремния. Гексагональный нитрид бора (h-BN), известный как белый графит, широко используется при производстве высокотемпературных смазочных и антипригарных материалов. Нитрид кремния отличается высокой термической и коррозионной стойкостью, низким коэффициентом линейного расширения и инертностью к расплавам чугуна, шлака и ряда цветных металлов. При использовании таких азотсодержащих композиций может быть реализован защитный механизм двойного действия. Во-первых, в результате термического разложения нитридов в поверхностном слое огнеупора и протекании реакций карбидообразования и окисления может формироваться защитный слой, поры которого будут заполнены азотом. Такой барьерный слой будет препятствовать проникновению кислорода во внутренние слои огнеупора и замедлять окисление углерода. Во-вторых, окислительно-восстановительные реакции с участием таких соединений протекают с увеличением объёма, что способствует уплотнению контактной поверхности огнеупора, что также препятствует проникновению кислорода внутрь изделия.

Таким образом, на сегодняшний день алюминий является наиболее распространённой антиоксидантной добавкой в составе оксидоуглеродистых огнеупоров. Для усиления защитного эффекта в сочетании с алюминием иногда используют технический кремний, карбид кремния или карбид бора. Многими исследователями показана эффективность использования в качестве антиоксидантов оксидоуглеродистых огнеупоров борсодержащих бескислородных соединений, в частности нитрида бора, однако отсутствие отечественного производства таких материалов и их высокая стоимость (более чем в 5-10 раз по сравнению с Al) сдерживают их широкое применение в огнеупорном производстве [6-8]. Интересным направлением является разработка и применение компози-

ционных антиоксидантных добавок, включающих в состав комплекс веществ (боридов, металлов, нитридов и прочих соединений). Компонентный состав таких композиций может оказывать синергетический эффект на увеличение стойкости огнеупора. Технологическими возможностями для получения таких композиционных материалов обладает отечественный метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), обнаруженный в 1967 г. советскими учёными А.Г. Мержановым, И.П. Боровинской, В.М. Шкиро [9]. СВС был предложен как энергоэффективный способ получения тугоплавких неорганических соединений – карбидов, силицидов, нитридов и пр. [10]. Суть СВС-метода заключается в сжигании одного или нескольких порошковых компонентов (смеси) в инертной или реагирующей атмосфере [11]. Так как СВС-процесс протекает в большинстве случаев исключительно за счёт «собственной» теплоты экзотермических реакций, то в сравнении с традиционным печным синтезом имеет минимальные энергозатраты и высокую производительность [12-14].

Оценочный расчёт антиоксидантных свойств потенциальных веществ-антиоксидантов. Одним из основных показателей «эффективности» веществ-антиоксидантов является критерий δ , характеризующий величину изменения их объёма и массы при окислении. Чем больше прирост массы и объёма такого вещества при окислении, тем лучше его защитный эффект ввиду уплотнения контактной зоны огнеупора и замедления проникновения кислорода и жидких продуктов плавки вглубь него. Среди известных материалов – металлов и бескислородных соединений (боридов, карбидов и нитридов) – были выбраны двадцать потенциальных антиоксидантов (табл. 1). По известным физическим величинам провели расчёт объёма и массы каждого вещества при его полном окислении (табл. 2) и вычислили критерий δ по формуле:

$$\delta = \frac{V_{ок}}{V_0} \cdot \frac{m_{кисл.}}{m_0}, \quad (1)$$

где $\frac{V_{ок}}{V_0}$ – отношение объёма конечного оксида к объёму

исходного вещества; $\frac{m_{кисл.}}{m_0}$ – отношение массы кислорода в конечном оксиде к массе исходного вещества.

Проведенные расчеты показали, что среди выбранных веществ наибольшими значениями величины δ обладают элементарный бор и его соединения (рис. 1). Так, при окислении бора его объём увеличивается в 4,10 раза, а при окислении борсодержащих бескислородных композиций – в 2,25–3,44 раза. Высокие антиоксидантные свойства борсодержащих материалов подтверждаются и экспериментальными исследованиями: в проведённом обзоре литературы многими авторами показано их положительное влияние на физико-механические и физико-химические свойства периклазуголеродистых и других типов оксидоуглеродистых огнеупоров. Но есть и существенные «недостат-

ки» применения борсодержащих материалов в качестве антиоксидантов углеродсодержащих огнеупоров: их высокая стоимость и дефицитность в сравнении с другими металлическими и керамическими материалами.

Таблица 1

Потенциальные антиоксиданты углеродсодержащих огнеупоров и их физические свойства

№ п/п	Вещество	Реакция окисления вещества	Плотность вещества исходная ρ_0 , г/см ³	Атомная масса вещества исходная m_0 , г/моль	Молярный объём вещества исходный V_0 , см ³ /моль
Металлы					
1	Бор	$2B+1,5O_2 \rightarrow B_2O_3$	2,34	21,62	9,24
2	Алюминий	$2Al+1,5O_2 \rightarrow Al_2O_3$	2,70	53,96	20,0
3	Магний	$Mg+0,5O_2 \rightarrow MgO$	1,74	24,30	14,0
4	Титан	$Ti+O_2 \rightarrow TiO_2$	4,50	47,88	10,62
5	Цирконий	$Zr+O_2 \rightarrow ZrO_2$	6,45	91,22	14,14
6	Хром	$2Cr+1,5O_2 \rightarrow Cr_2O_3$	7,19	104,0	14,46
7	Кремний	$Si+O_2 \rightarrow SiO_2$	2,33	28,08	12,05
Бориды					
8	Диборид титана	$TiB_2+2,5O_2 \rightarrow TiO_2+B_2O_3$	4,38	69,50	15,87
9	Диборид циркония	$ZrB_2+2,5O_2 \rightarrow ZrO_2+B_2O_3$	6,17	112,84	18,29
10	Диборид хрома	$2CrB_2+4,5O_2 \rightarrow Cr_2O_3+2B_2O_3$	5,22	147,24	28,21
11	Диборид алюминия	$2AlB_2+4,5O_2 \rightarrow Al_2O_3+2B_2O_3$	3,17	97,2	30,66
12	Диборид магния	$MgB_2+2O_2 \rightarrow MgO+B_2O_3$	2,57	45,92	17,87
Нитриды					
13	Нитрид хрома	$2CrN+2,5O_2 \rightarrow Cr_2O_3+2NO$	6,10	132,0	21,64
14	Нитрид алюминия	$2AlN+2,5O_2 \rightarrow Al_2O_3+2NO$	3,10	82,0	26,45
15	Нитрид бора	$2BN+2,5O_2 \rightarrow B_2O_3+2NO$	2,20	49,62	22,55
16	Нитрид кремния	$Si_3N_4+5O_2 \rightarrow 3SiO_2+4NO$	3,20	140,0	43,75
17	Нитрид титана	$TiN+1,5O_2 \rightarrow TiO_2+NO$	5,40	61,9	11,46
Карбиды					
18	Карбид бора	$B_4C+3,5O_2 \rightarrow 2B_2O_3+CO$	2,51	55,25	22,01
19	Карбид кремния	$SiC+1,5O_2 \rightarrow SiO_2+CO$	3,21	40,01	12,46
20	Карбид титана	$TiC+1,5O_2 \rightarrow TiO_2+CO$	4,93	59,96	12,16

Таблица 2

Продукты окисления веществ-антиоксидантов и их физические свойства

№ п/п	Реакция окисления вещества	Масса кислорода в оксиде(ах) $m_{кисл}$, г	Плотность оксида $\rho_{окс}$, г/см ³	Относительная атомная масса оксида $m_{окс}$, г/моль	Объём оксида $V_{окс}$, см ³
Металлы					
1	$2B+1,5O_2 \rightarrow B_2O_3$	48,0	1,84	69,62	37,84
2	$2Al+1,5O_2 \rightarrow Al_2O_3$	48,0	3,97	101,96	25,68
3	$Mg+0,5O_2 \rightarrow MgO$	16,0	3,60	40,30	11,20
4	$Ti+O_2 \rightarrow TiO_2$	32,0	4,24	79,88	18,84
5	$Zr+O_2 \rightarrow ZrO_2$	32,0	5,60	123,22	22,00
6	$2Cr+1,5O_2 \rightarrow Cr_2O_3$	48,0	5,21	152,00	29,17
7	$Si+O_2 \rightarrow SiO_2$	32,0	2,65	60,08	22,67
Бориды					
8	$TiB_2+2,5O_2 \rightarrow TiO_2+B_2O_3$	32,0/48,0	4,24/ 1,84	79,88/ 69,62	18,8/ 37,84
9	$ZrB_2+2,5O_2 \rightarrow ZrO_2+B_2O_3$	32,0/48,0	5,6/ 1,84	123,2/ 69,6	22,0/ 37,84
10	$2CrB_2+4,5O_2 \rightarrow Cr_2O_3+2B_2O_3$	48,0/96,0	5,2/ 1,84	152,0/ 139,2	29,2/ 75,67
11	$2AlB_2+4,5O_2 \rightarrow Al_2O_3+2B_2O_3$	48,0/96,0	3,97/ 1,84	102,0/ 139,2	25,69/ 75,67
12	$MgB_2+2O_2 \rightarrow MgO+B_2O_3$	16,0/48,0	3,60/ 1,84	40,30/ 69,6	11,20/ 37,84
Нитриды					
13	$2CrN+2,5O_2 \rightarrow Cr_2O_3+2NO$	48,0	5,21	152,00	29,17
14	$2AlN+2,5O_2 \rightarrow Al_2O_3+2NO$	48,0	3,97	101,96	25,68
15	$2BN+2,5O_2 \rightarrow B_2O_3+2NO$	48,0	1,84	69,62	37,84
16	$Si_3N_4+5O_2 \rightarrow 3SiO_2+4NO$	96,0	2,65	180,3	68,01
17	$TiN+1,5O_2 \rightarrow TiO_2+NO$	32,0	4,24	79,88	18,84
Карбиды					
18	$B_4C+3,5O_2 \rightarrow 2B_2O_3+CO$	96,0	1,84	139,24	75,67
19	$SiC+1,5O_2 \rightarrow SiO_2+CO$	32,0	2,65	60,01	22,65
20	$TiC+1,5O_2 \rightarrow TiO_2+CO$	32,0	4,23	79,96	18,90

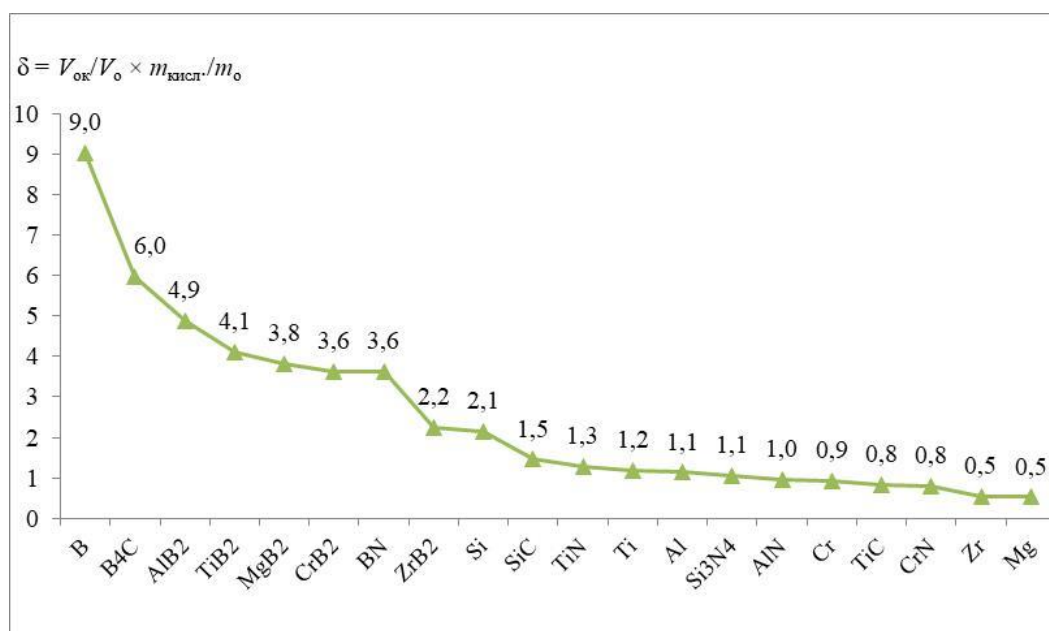


Рис. 1. Расчётные значения величины δ, характеризующей совместный эффект от изменения объёма и массы веществ при окислении

Более доступными являются композиционные борсодержащие антиоксиданты, полученные СВС-методом в условиях НТПФ «Эталон» (г. Магнитогорск) (табл. 3). Сплав марки НБ-1 представляет собой композит на основе нитрида бора и корунда ($h\text{-BN}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$), полученный в результате азотного горения смесей алюминия и борного ангидрида. Готовый материал не содержит соединений бора с кислородом, последний присутствует исключительно в виде корунда, наличие которого в виде композиционного сплава улучшает однородность распределения активного BN в объёме шихты при перемешивании. Кроме того, образование шпинели в составе MgO-C-огнеупора способствует уплотнению и упрочнению контактной зоны огнеупора.

Другой антиоксидант марки VortiX MM является композиционным сплавом двойного диборида титана с его карбидом ($2\text{TiB}_2\cdot\text{TiC}$). В сравнении с «чистым» TiB_2 такой композит обладает более широким температурным интервалом защитного антиокислительного действия и в то же время отличается дешевизной, доступностью и безопасностью использования.

Наряду с представленными борсодержащими материалами для сравнительных лабораторных испытаний был также синтезирован композиционный нитрид кремния марки НК-2. Основой данного материала является высокотемпературный бета-нитрид ($\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$), своеобразной связкой которого служит свободный кремний. Такой комплекс может оказывать синергетическую защиту углерода огнеупора от окисления в результате образования газообразного азота при термическом разложении Si_3N_4 и протекания окислительно-восстановительных реакций с участием $\text{Si}_{\text{св}}$, сопровождающихся увеличением объёма.

Таблица 3

Композиционные бор и азотсодержащие материалы – перспективные антиоксиданты углеродсодержащих огнеупоров

Наименование материала	Химический состав, мас. %	Фазовый состав, мас. %	Дисперсный состав, мм
Композиционный материал Нитро-борал марки НБ-1	В (общий) – 14 Al (общий) – 43 B_2O_3 – 0,4	BN ~ 25 Al_2O_3 ~ 65 Свободный бор и алюминий до 5% (каждого)	0-0,08
Композиционный материал на основе диборида титана марки VortiX® MM	В (общий) – 19 Ti (общий) – 69 Fe – 1,1	TiB_2 ~ 70 TiC ~ 25 TiO_2 – 1,1 B_2O_3 – 0,6	0-0,10
Нитрид кремния марки НК-2	$\text{Si}_{\text{общ.}}$ – 60,5 N – 32,8 Fe – 1,2 Al – 1,1	Si_3N_4 – 82 $\text{Si}_{\text{св.}}$ – 14	0-0,10

В первую очередь провели термогравиметрические исследования композиционных антиоксидантов, а также традиционной антиокислительной добавки – алюминиевого порошка марки АПВ-П и графитов марок ГО-1, ГЛ-1 и ГТ-1 (табл. 4), используемых при производстве корундографитовых и периклазуглеродистых изделий. Одним из важных служебных свойств потенциального вещества-антиоксиданта является температура, при которой оно начинает активно окисляться при нагреве в окислительной среде. Очевидно, что начало окисления – «работы» антиоксиданта – должно наступать при меньшей температуре, чем начнёт окисляться графит и дру-

гие углеродсодержащие вещества, содержащиеся в огнеупоре. При помощи анализатора «Setaram Setsys TGA» был проведён термогравиметрический анализ исследуемых веществ (рис. 4).

В результате проведённых исследований установили, что графит разных марок начинает интенсивно вступать в реакцию с кислородом воздуха уже при температуре 550-570°C, в то время как порошок алюминия марки АПВ-П начинает окисляться на воздухе при довольно высокой температуре – 800°C. Композиционные антиоксиданты обладают более низкой температурой начала окисления: BortiX® MM – 410°C, Нитро-борал (НБ-1) – 495°C, нитрид кремния (НК-2) – 600°C, что может косвенно говорить о лучших антиокислительных свойствах композиционных материалов. Далее провели лабораторные экспериментальные исследования новых материалов в составе огнеупоров периклазуглеродистого состава марки «ПУПК-Ш» производства ООО «Огнеупор», используемых в рабочей футеровке шлакового пояса сталеразливочных ковшей. Компонентный состав таких изделий включает порошки плавленного периклаза ($MgO \geq 97$), графит природного происхождения, фенольное порошкообразное связующее (СФП), этиленгликоль и алюминиевый антиоксидант. Композиционные антиоксиданты вводили в шихту изделий «ПУПК-Ш» взамен или в соотношении 50/50 с серийным алюминиевым антиоксидантом марки АПВ-П.

Изготовление лабораторных образцов для испытаний проводили в следующем порядке. Исходные компоненты смешивали в лабораторном смесителе интенсивного действия «Айрих R02», формование готовой массы

после вылёживания осуществляли на двухстороннем прессе ИП-1000М в цилиндрические образцы $\varnothing 50 \times 40$ мм при усилии 150 МПа. Термообработку изделий проводили в лабораторной муфельной печи с воздушной средой при температуре 220°C (нагрев до заданной температуры в течение 1ч. с последующей выдержкой в течение 2 ч). Для коксуемого обжига образцы предварительно помещали в мулитовый контейнер с коксовой засыпкой, а обжиг проводили в муфельной печи при температуре 1000°C с выдержкой в течение 3 ч. Физико-механические свойства термообработанных образцов и образцов после коксуемого обжига определяли по следующим методикам: открытую пористость и кажущуюся плотность – по ГОСТ 2409, предел прочности при сжатии – по ГОСТ 4071.1. Результаты проведённых испытаний представлены в табл. 5.

Видно, что образцы с добавкой композиционных антиоксидантов продемонстрировали лучшие показатели кажущей плотности, открытой пористости и механической прочности после коксуемого обжига в сравнении с контрольным образцом №К-1, содержащим 3% серийного Al-антиоксиданта. Наименьшую открытую пористость 9,3% продемонстрировали образцы, содержащие сплав на основе нитрида кремния НК-2 (3% $Si_3N_4 \cdot Si$), наибольшую плотность 2,90 г/см³ – образцы двух составов, включающие: 1) 3% BortiX MM; 2) 1,5% BortiX MM + 1,5% Al. Лучшую механическую прочность показали образцы, включающие 1% сплава на основе нитрида кремния НК-2 – 38,9 Н/мм² и образцы, содержащие сплав на основе диборида титана BortiX MM в количестве 3% – 33,6 Н/мм².

Таблица 4

Химический и гранулометрический состав серийного алюминиевого антиоксиданта и графитов, используемых в производстве оксидуглеродистых огнеупоров

Наименование материала, марка	Нормативный документ	Массовая доля, %	Дисперсный состав, мм
Графит ГО-1	ТУ 5728-001-7420650-2005	Зольность – 5,5 Fe_2O_3 – 1,1	0-0,315
Графит ГЛ-1	ГОСТ 5279	Зольность – 9,5 Fe_2O_3 – 1,6	0-0,2
Графит ГТ-1	ГОСТ 4596	Зольность – 6,0 Fe_2O_3 – 1,2	0-0,2
Алюминий вторичный пассивированный АПВ-П	ТУ 1790-46652423-01-99	$Al_{св}$ – 91 Fe (общее) – 1,2	0-0,063

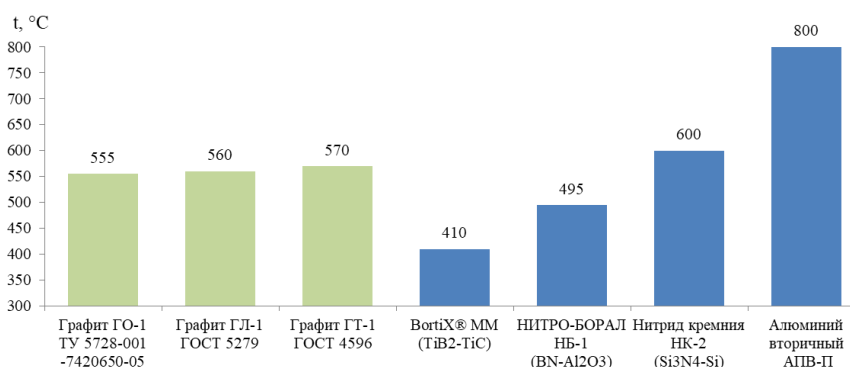


Рис. 4. Температуры, при которых вещества начинают интенсивно окисляться при нагреве в воздушной среде

Влияние антиоксидантов на физико-механические свойства ПУ-изделий марки «ПУПК-Ш»

Номер состава	Массовая доля добавки в составе изделия, %				Открытая пористость, %		Предел прочности при сжатии, Н/мм ²		Кажущая плотность, г/см ³	
	Al _{вт.}	2TiB ₂ ·TiC	BN·Al ₂ O ₃	Si ₃ N ₄ ·Si	до коксующеся обжига	после коксующеся обжига	до коксующеся обжига	после коксующеся обжига	до коксующеся обжига	после коксующеся обжига
К-1	3	0	0	0	4,3	13,4	39,0	26,8	2,89	2,82
1	0	3	0	0	3,0	12,5	44,8	33,6	2,96	2,90
2	1,5	1,5	0	0	3,8	12,6	41,6	31,7	2,92	2,90
3	0	0	0	1	7,8	10,6	37,7	38,9	2,91	2,88
4	0	0	0	3	6,3	9,3	38,6	32,0	2,92	2,86
5	1,5	0	1,0	0	6,0	11,5	33,6	28,7	2,94	2,89
6	0	0	2,3	0	4,4	11,8	40,0	30,5	2,95	2,88

Также провели экспериментальную оценку окисляемости образцов путём их обжига в окислительной (воздушной) среде при температурах: 1000°C с выдержкой в течение 1 ч и 1200°C с выдержкой в течение 5 ч, потерю углерода рассчитывали по убыли веса образцов после обжига.

Измерение доли обезуглероженной зоны (слоя) образцов проводили по стандартной методике: после обжига их распиливали вдоль по оси цилиндра и с помощью штангенциркуля измеряли площадь распила S_1 и площадь науглероженной зоны S_2 . Долю обезуглероженного слоя вычисляли по формуле

$$D_0 = (S_1 - S_2) \cdot 100 / S_1. \quad (2)$$

В табл. 6 представлены результаты испытаний. Наименьшую окисляемость 9,5 и 9,7% продемонстрировали соответственно образцы № 1 и 2, содержащие сплав на основе диборида титана BortiX MM. У этих же образцов зафиксирована самая низкая доля обезуглероженного слоя – 58,5% в сравнении с 80,0% у контрольного образца К-1. У образцов остальных составов (№ 3-6) доля обезуглероженного слоя составила 70±2%. При этом отмечены различия в структуре обезуглероженного слоя: у контрольного образца К-1 обезуглероженный слой рыхлый и легко осыпается, а у образцов, содержащих композиционные материалы (№ 1-6), обезуглероженный слой приобрёл дополнительную прочность, не выкрашивается и не отслаивается от основы.

Затем провели оценку шлакоустойчивости образцов, для чего использовали статический тигельный метод. Сверху образцов высверливали отверстие диаметром и глубиной 20 мм, в углубление засыпали по 5 г разломленного высокоосновного сталеплавильного шлака следующего состава, мас. %: CaO – 54,5; SiO₂ – 14,5; Al₂O₃ – 3,8; FeO – 5,8; Fe₂O₃ – 4,5; MgO – 9,7; MnO – 0,7. Далее образцы помещали в муфельную печь с воздушной средой и проводили нагрев до 1450°C в течение 2 ч, с последующей выдержкой также в течение 2 ч. После обжига образцы охлаждали до комнатной температуры и затем распиливали по оси цилиндра. Измеряли общую площадь распила S_p и площадь, разъеденную шлаком $S_{ш}$, после чего вычисляли степень шлакоразъедания, %, по формуле

$$C_{ш} = (S_{ш} / S_p) \cdot 100. \quad (3)$$

Результаты испытаний представлены в табл. 6. Наименьшую степень шлакоразъедания (10,5 и 14,0%) продемонстрировали соответственно образцы составов №2 и 1, включающие композиционный материал BortiX MM. «Третий» результат по стойкости к шлаку (16,0%) показали образцы состава №4, включающие 3% сплава на основе нитрида кремния НК-2. Наименьшую шлакоустойчивость продемонстрировали образцы, включающие алюминиевый антиоксидант (№ К-1) и образцы состава № 5, включающие смесь материалов 1,5% АПВ-П+1,0% Нитро-борал НБ-1.

Таблица 6

Влияние композиционных антиоксидантов на окисляемость, долю обезуглероженного слоя и шлакоустойчивость ПУ-изделий марки «ПУПК Ш»

Номер состава	Массовая доля добавки в составе изделия, %				Окисляемость, %		Доля обезуглероженного слоя D_0 , %	Степень шлакоразъедания $C_{ш}$, %
	Al _{вт.}	2TiB ₂ ·TiC	BN·Al ₂ O ₃	Si ₃ N ₄ ·Si	1000°C, 1 ч	1200°C, 5 ч		
К-1	3	0	0	0	5,5	10,4	80,0	24,5
1	0	3	0	0	2,2	9,5	58,5	14,0
2	1,5	1,5	0	0	2,2	9,7	58,5	10,5
3	0	0	0	1	3,5	10,1	68,1	19,5
4	0	0	0	3	3,9	10,5	71,2	16,0
5	1,5	0	1,0	0	6,2	12,5	71,8	26,5
6	0	0	2,3	0	5,3	11,7	69,3	18,5

Заключение

В результате проведенных лабораторных испытаний показано, что композиционные СВС-материалы на основе: диборида титана (BortiX MM), нитрида бора (Нитро-борал НБ-1) и нитрида кремния (НК-2) при введении в шихту периклазуглеродистых огнеупоров в количестве до 3% способны существенно влиять на их физико-механические и физико-химические свойства. Наиболее высокие результаты продемонстрировали опытные составы ПУ-изделий марки «ПУПК-Ш» № 1, 2, 4 и 6 (табл. 7). По комплексу свойств наилучшие результаты продемонстрировал состав №1, включающий 3% сплава на основе диборида титана марки BortiX MM. Рекомендуется провести опытно-промышленные испытания изделий марки «ПУПК-Ш» данного состава, а также составов №2, 4, 6 в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей и сталеплавильных агрегатов – кислородного конвертера и дуговой сталеплавильной печи.

Список литературы

1. Кашеев И.Д., Серова Л.В., Чудинова Е.В. Зависимость служебных свойств углеродсодержащих материалов от процессов шпинелеобразования, протекающих в структуре огнеупора во время использования // Новые огнеупоры. №12. 2007. С. 65.
2. Ghosh A., Jena S., Tripathi H.S. etc. The Influence of Metallic Antioxidants on some Critical Properties of Magnesia-carbon Refractories // Refractories Worldforum. №5. 2013. С. 69-74.
3. <https://www.sbboron.com/refractory.html>.
4. Hongxia L., Bin Y., Jinshong Y. and Guoqi L. Improvement on CorrosionResistance of Zirconia-Graphite Material for Powder Line of SEN // UNITECR 2003, Osaka, Japan, 2003. С. 588-591.
5. Pagliosa C., Freire N., Cholodovskis G., Pandolfelli V.C. MgO-C Bricks Containing Nano-boron Carbide // Refractories Worldforum. №6. 2014. С. 89-92.

Таблица 7

Лабораторные показатели образцов ПУ-изделий марки «ПУПК-Ш» опытных составов с композиционными материалами в сравнении с серийным составом

Номер состава (см. табл. 5)	Наименование и количество в составе шихты	Какие лабораторные показатели ПУ-изделий марки «ПУПК-Ш» улучшились в сравнении с серийным составом, включающим 3% алюминиевого антиоксиданта марки АПВ-П
1	Сплав на основе диборида титана BortiX MM – 3%	1. Снижение доли обезуглероженного слоя после окислительного обжига при 1200°C в воздушной среде с 80,0 до 58,5%. 2. Увеличение кажущей плотности образцов после коксующегося обжига с 2,82 до 2,90 г/см ³ . 3. Снижение окисляемости образцов после обжига при 1200°C в окислительной (воздушной) среде с 10,4 до 9,5%. 4. Снижение степени шлакоразъедания образцов после испытаний статическим тигельным методом при 1450°C в окислительной среде с 24,5 до 14,0%. 5. Увеличение механической прочности образцов после коксующегося обжига с 26,8 до 33,6 Н/мм ²
2	Сплав на основе диборида титана BortiX MM – 1,5%; серийный Al-антиоксидант АПВ-П – 1,5%	1. Снижение доли обезуглероженного слоя после окислительного обжига при 1200°C в воздушной среде с 80,0 до 58,5%. 2. Увеличение кажущей плотности образцов после коксующегося обжига с 2,82 до 2,90 г/см ³ . 3. Снижение окисляемости образцов после обжига при 1200°C в окислительной (воздушной) среде с 10,4 до 9,7%. 4. Снижение степени шлакоразъедания образцов после испытаний статическим тигельным методом при 1450°C в окислительной среде с 24,5 до 10,5%
4	Сплав на основе нитрида кремния марки НК-2 – 3%	1. Снижение доли обезуглероженного слоя после окислительного обжига при 1200°C в воздушной среде с 80,0 до 71,2%. 2. Снижение открытой пористости образцов после коксующегося обжига с 13,4 до 9,3%. 3. Увеличение механической прочности образцов после коксующегося обжига с 26,8 до 32,0 Н/мм ² . 4. Снижение степени шлакоразъедания образцов после испытаний статическим тигельным методом при 1450°C в окислительной среде с 24,5 до 16,0%
6	Сплав на основе нитрида бора (Нитро-борал) марки НБ1 – 2,3%	1. Снижение доли обезуглероженного слоя после окислительного обжига при 1200°C в воздушной среде с 80,0 до 69,3%. 2. Увеличение кажущей плотности образцов после коксующегося обжига с 2,82 до 2,88 г/см ³ . 3. Снижение открытой пористости образцов после коксующегося обжига с 13,4 до 11,8%. 4. Увеличение механической прочности образцов после коксующегося обжига с 26,8 до 30,5 Н/мм ² . 5. Снижение степени шлакоразъедания образцов после испытаний статическим тигельным методом при 1450°C в окислительной среде с 24,5 до 18,5%

6. Jansen H. Carbon-containing Refractories with Anti-oxidants in Laboratory and Practical Application // Refractories Worldforum. №4. 2012. С. 87-93.
7. Поморцев С.А. Разработка технологии модифицированных периклазоуглеродистых огнеупоров для сталеразливочных ковшей: дис. ... канд. техн. наук по специальности 05.17.11. Екатеринбург, 2017. 150 с.
8. The influence of B₄C and MgB₂ additions on the behavior of MgO-C Bricks / K.S. Campos, F.B. Silva, E.H. Nunes [et al.] // Ceramics International. 2012. Vol. 38. С. 5661-5667.
9. Мержанов А.Г., Боровинская И.П., Шкиро В.М. Явление волновой локализации автотормозящихся твердофазных реакций. Диплом №287, СССР, Приоритет от 05.07.67, Бюл. изобр., 1984, №32, с.3; Вест. АН СССР, 1984, №10, с.141.
10. Мержанов А.Г., Шкиро В.М., Боровинская И.П. Способ синтеза тугоплавких неорганических соединений // АС СССР № 2 552 21. 1967.
11. Мержанов А.Г., Боровинская И.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений // Докл. АН СССР, 1972, 204, № 2, с. 366-369.
12. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения металлов. М.: Metallurgy, 1976. 557 с.
13. Третьяков В.И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов // М.: Metallurgy, 1976. 527 с.
14. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. Москва: ТОРУС ПРЕСС, 2007. 336 с.

Сведения об авторах

Манашев Ильдар Рауэфович – кандидат технических наук, зам. директора по развитию производства композиционных материалов, ООО «НТПФ «Эталон», ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: mirney@ya.ru.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

THE POSSIBILITIES OF INCREASING THE LINING RESISTANCE OF METALLURGICAL AGGREGATES BY USING NEW COMPOSITE SHS MATERIALS IN THE REFRACTORIES PRODUCTION

Manashev Ildar R. – PHD (Eng.), Deputy Director of composite materials, NTPF Etalon LTD, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: mirney@yandex.ru.

Abstract. Increasing the service life and reducing the expenses for refractories remains an actual task for metallurgical production. One of the ways to solve it is the use of new composite materials in the modern refractories production. In this work, studies were carried out under alloying of ladle periclase carbon shaped products "PUPK-Sh" by composite boron and nitrogen-containing antioxidants obtained by the SHS method.

As a result of laboratory tests it was found that periclase carbon refractories, containing one of composite additives: BortiX (2TiB₂·TiC), Nitro-boral (BN·Al₂O₃) and NK-2 (Si₃N₄·Si) compared with the same refractories, including a traditional antioxidant additive (aluminum powder), characterized by the better slag resistance, oxidation and physico-mechanical properties after coking firing. Based on the results obtained, the experienced staffs of the products "PUPK-Sh", containing composite SHS antioxidants, were recommended for pilot-industrial tests.

Keywords: carbon-oxide refractories, graphite, oxidation, antioxidants, aluminum powder, boron carbide, borides, nitrides, self-propagating high-temperature synthesis (SHS), composite materials, working lining.

Ссылка на статью:

Манашев И.Р. Возможности повышения стойкости футеровок металлургических агрегатов путём применения в производстве огнеупоров новых композиционных СВС-материалов // Теория и технология металлургического производства. 2022. №2(41). С. 4-11.

Manashev I.R. The possibilities of increasing the lining resistance of metallurgical aggregates by using new composite SHS materials in the refractories production. *Teoria i tehnologija metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2022, vol. 41, no. 2, pp. 4-11.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.743.42

Гутько Ю.И., Войтенко В.В.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ И ВЫБИВАЕМОСТИ ПЕСЧАНО-ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ СТАЛЬНОЙ ПОРОШОК

Аннотация. В литейном производстве часто применяются песчаные литейные стержни, которые могут быть изготовлены по различным стержневым технологиям. Повышение требований к экологичности литейного производства приводит к возобновлению интереса к песчано-жидкостекольной стержневой технологии, которая использует экологичные химические соединения в качестве компонентов стержневой смеси, связующего комплекса и катализатора отвердителя. Кроме того, песчано-жидкостекольная стержневая технология позволяет использовать оборотную стержневую смесь и отходы металлургического, машиностроительного, горнодобывающего и деревообрабатывающего производства. Авторами статьи исследована возможность применения мелкодисперсного стального порошка, являющегося отходами машиностроительного производства, в песчано-жидкостекольной стержневой технологии. Приведены результаты сравнительных экспериментальных исследований манипуляторной и максимальной прочностей образцов песчано-жидкостекольных литейных стержней, изготовленных из стержневой смеси контрольного состава и стержневой смеси, содержащей от 1 до 10 % мелкодисперсного стального порошка, при растяжении, сжатии и изгибе, а также результаты сравнительных испытаний таких литейных стержней на выбиваемость из отливок. Описаны рецептуры исследованных стержневых смесей и технология изготовления образцов песчано-жидкостекольных литейных стержней с содержанием стального порошка. Обсуждаются результаты исследований и область применения песчано-жидкостекольных литейных стержней с содержанием мелкодисперсного стального порошка.

Ключевые слова: литейное производство, литейный стержень, стержневая технология, стержневой ящик, стержневая смесь, рецептура, связующее вещество, стальной порошок, углекислый газ, отходы шлифовального производства, выбиваемость, испытание на прочность.

Введение

В литейном производстве широкое распространение получили песчаные литейные стержни, которые обычно изготавливаются непосредственно на стержневом участке литейного цеха [1]. Существуют следующие наиболее распространенные стержневые процессы для изготовления песчаных литейных стержней: Cordis-процесс, CO₂-процесс на жидком стекле, Эпокси-SO₂-процесс, Резол-CO₂-процесс и Cold-Vox-Amin-процесс [2, 3]. Среди указанных стержневых процессов в настоящее время по распространенности в мире лидирует Cold-Vox-Amin-процесс, доля которого составляет около 80 % [4]. В качестве связующего вещества используются фенолорезольные смолы при их процентном содержании в стержневой смеси в количестве нескольких процентов, обеспечивающие высокую скорость набора манипуляторной и максимальной прочностей [5]. Несмотря на неоспоримые достоинства Cold-Vox-Amin-процесса по сравнению с другими стержневыми процессами, получившими достаточно широкое распространение, этот процесс не является самым экологичным среди стержневых процессов. Существующая в мире тенденция к повышению экологичности литейного производства способствует росту интереса к альтернативным стержневым процессам, имеющим более высокую экологичность. Например, возрастает интерес к использованию оборотной стержневой смеси и других отходов производства в стержне-

вой технологии. Поэтому возобновляется интерес к песчано-жидкостекольной стержневой технологии, которая использует экологичные и химически безвредные компоненты стержневой смеси, связующее вещество и газообразный отвердитель [6]. Песчано-жидкостекольная стержневая технология позволяет использовать оборотную стержневую смесь, а также всевозможные компоненты стержневой смеси, являющиеся отходами производства, такие как древесные опилки, угольная пыль, феррохромовый шлак, графит и др. [7]. Песчано-жидкостекольная стержневая технология уступила свое место другим стержневым технологиям в основном из-за сравнительно низкой производительности и недостаточно хорошей выбиваемости песчано-жидкостекольных литейных стержней из отливок. Таким образом, повышение производительности песчано-жидкостекольного стержневого процесса и улучшение выбиваемости песчано-жидкостекольных литейных стержней из отливок в настоящее время являются актуальными научно-техническими задачами, которые могут быть решены путем обоснованного подбора рецептуры стержневой смеси в соответствии с параметрами и назначением песчано-жидкостекольного литейного стержня. Так, изменение процентного содержания жидкого стекла в стержневой смеси в сочетании с изменением временем выдержки песчано-жидкостекольного литейного стержня в среде углекислого газа, температурой литейного стержня и углекислого газа, а также временем и температурным режимом последующей сушки литейного стержня оказывает влияние на скорость набора

© Гутько Ю.И., Войтенко В.В., 2022

прочности литейным стержнем, а также на величины его манипуляторной и максимальной прочностей. Добавление в рецептуру стержневой смеси всевозможных добавок позволяет улучшить выбиваемость песчано-жидкостекольных литейных стержней из отливок. В качестве таких добавок могут выступать отходы металлургического, машиностроительного, горнодобывающего и деревообрабатывающего производства.

В машиностроении широко применяется шлифование и другая обработка стальных изделий связанным или свободным абразивом [8]. Образующийся в результате такой обработки мелкодисперсный стальной порошок не подлежит повторной металлургической переработке, т.к. будет в основном выгорать в процессе плавки. Кроме того, запасы таких отходов недостаточны для того, чтобы их металлургическая переработка была экономически оправданной [9]. Можно использовать стальной порошок в качестве добавки при изготовлении песчано-жидкостекольных литейных стержней. Отходы шлифовального производства могут быть легко разделены на стальной порошок и фрагменты абразива в магнитном поле. Достаточно часто при шлифовании связанным абразивом в отходах шлифовального производства соотношение стального порошка к фрагментам и зернам абразива более чем 1000:1, поэтому отделение абразива от стального порошка не требуется [10].

Использование стального порошка в качестве добавки к песчано-жидкостекольной стержневой смеси и его влияние на прочность литейных стержней при растяжении, сжатии и изгибе на скорость набора ими манипуляторной и максимальной прочностей, а также на выбиваемость таких литейных стержней из отливок недостаточно исследовано, поэтому проведение исследований в этом направлении является актуальным.

Материалы и методы исследований

Экспериментальные исследования проводились согласно следующей методике. Приготавливались рецептуры стержневой смеси, содержащие 20,0 мас.% жидкого натриевого стекла с плотностью 1,44 кг/л, 10,0 мас.% портландцемента марки М-400, 60,0–69,5 мас.% кварцевого песка и 0,5–10,0 мас.% стального порошка с размером частиц от 50 до 450 мкм с преобладанием фракции 85–255 мкм, полученного из шлифовального шлама стали марки 40Х. Химический состав стального порошка: железо – ~97 мас. %; углерод – 0,36–0,44 мас. %; кремний – 0,17–0,37 мас. %; марганец – 0,5–0,8 мас. %; никель – до 0,3 мас. %; сера – до 0,035 мас. %; фосфор – до 0,035 мас. %; хром – 0,8–1,1 мас. %; медь – до 0,3 мас. %.

Предварительные эксперименты показали, что массовая доля стального порошка более 10 % приводит к заметному снижению податливости песчано-жидкостекольных литейных стержней, поэтому такие литейные стержни дают значительную усадку в стержневом ящике, что может привести к образова-

нию усадочных трещин, а также из-за недостаточной податливости могут образовываться горячие трещины при заполнении литейной системы расплавом. Также было установлено, что массовая доля стального порошка более 10 % приводит к заметному снижению газопроницаемости песчано-жидкостекольного литейного стержня, однако при этом уменьшается газовыделение в его объеме.

Во всех случаях изготавливались две стержневые смеси: одна – контрольная, без добавления стального порошка, а другая – с добавлением стального порошка. Полиэтиленовый стержневой ящик заполнялся обеими стержневыми смесями таким образом, чтобы образцы литейных стержней были изготовлены из контрольной смеси, а еще девять – из стержневой смеси, содержащей стальной порошок.

Таким образом были приготовлены стержневые смеси со следующими массовыми долями стального порошка в стержневой смеси, %: 0,5; 1,0; 2,0; 4,0; 6,0; 8,0; 10,0. При этом массовая доля кварцевого песка составляла, %: 69,5; 69,0; 68,0; 66,0; 64,0; 62,0; 60,0. Массовые доли других компонентов стержневой смеси оставались неизменными.

Затем стержневой ящик помещался в вакуумную камеру, из которой в течение 1 мин откачивался воздух. Затем вакуумная камера наполнялась углекислым газом под избыточным давлением 2 атм при расходе углекислого газа около 5 л/мин. В этих условиях стержневой ящик выдерживался 30, 40 или 60 мин в зависимости от номера эксперимента. По истечении указанного времени выдержки стержневой ящик извлекался из вакуумной камеры непосредственно после прекращения подачи углекислого газа и сушился одним из следующих способов: на открытом воздухе при комнатной температуре в течение 6 ч или в течение 1 ч при температуре 140–160°C.

После остывания до комнатной температуры образцы литейных стержней специальной формы подвергались испытаниям на прочность при растяжении, сжатии и изгибе. Результаты испытаний литейных стержней контрольного и исследуемого составов на прочность статистически обрабатывались, а также рассчитывались математические ожидания и дисперсии прочности образцов литейных стержней при растяжении или сжатии.

На следующем этапе исследовалась скорость набора литейным стержнем манипуляторной и максимальной прочностей, для чего использовались полиэтиленовые стержневые ящики, рассчитанные на один литейный стержень. Испытания литейных стержней на прочность проводились путем последовательного испытания литейных стержней с различным временем выдержки в среде углекислого газа и с различным временем последующей сушки до момента их извлечения из стержневых ящиков.

Испытания литейных стержней на выбиваемость из отливок проводились с использованием введенной десятибалльной шкалы выбиваемости, в которой один

балл соответствует отличной выбиваемости, а десять баллов – затруднительной выбиваемости. Перед испытаниями на выбиваемость литейный стержень подвергался тепловому воздействию не менее 30 мин при температуре не ниже 500°C.

Результаты исследований и их обсуждение

В ходе экспериментальных исследований авторами было установлено следующее. Стальные порошки, являющиеся отходами шлифовального производства, могут быть повторно использованы при приготовлении стержневых смесей с использованием натриевого жидкого стекла в качестве связующего вещества. При этом не только заметно повышаются манипуляторная и максимальная прочности песчано-жидкостекольных литейных стержней, но также заметно улучшается их выбиваемость из отливок.

Увеличение манипуляторной и максимальной прочностей песчано-жидкостекольных литейных стержней, содержащих стальные порошки, объясняется более высокой адгезией (адгезионными связями) со стороны натриевого жидкого стекла к стали (55 кПа) по сравнению с адгезией к кварцевому песку (35 кПа), что подтверждено экспериментально.

Улучшение выбиваемости из отливок песчано-жидкостекольных литейных стержней, содержащих стальные порошки, объясняется более высоким коэффициентом теплопроводности стали (8–60 Вт/(м·К)) по сравнению с коэффициентом теплопроводности других распространенных компонентов песчано-жидкостекольной стержневой смеси (табл. 1), что способствует более быстрому прогреву объема литейного стержня и, следовательно, более длительному тепловому воздействию на его объем при заполнении литейной системы расплавом.

Таблица 1

Параметры компонентов песчано-жидкостекольной стержневой смеси

Материал	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)
Кварцевый песок	2090	0,30
Сталь 40Х	466–664	42–48
Портландцемент	800	0,6–0,7
Феррохромовый шлак	934	1,45
Графит	712–1675	100,0–354,1

По результатам сравнительного анализа результатов экспериментов установлено, что скорость набора литейным стержнем манипуляторной и максимальной прочностей возрастает с увеличением доли стального порошка в стержневой смеси, однако при этом увеличивается усадка стержневой смеси, что может увеличить брак при производстве литейных стержней, связанный с образованием усадочных трещин.

При увеличении доли стального порошка в пес-

чано-жидкостекольной стержневой смеси до 5 % и более возможно уменьшение времени выдержки литейного стержня в среде углекислого газа до двух раз: от 60 до 30 мин. В этом случае при уменьшении времени выдержки литейных стержней в среде углекислого газа были получены значения манипуляторной и максимальной прочностей литейных стержней, близкие к значениям для литейных стержней контрольного состава. Литейные стержни с содержанием стального порошка до 10 % имеют отличную выбиваемость, соответствующую одному баллу по десятибалльной шкале выбиваемости, в то время как литейные стержни, изготовленные из контрольной стержневой смеси, имеют выбиваемость 3–4 балла.

Таким образом, использование в стержневой смеси от 5 до 10 % стального порошка позволяет одновременно улучшить следующие параметры песчано-жидкостекольных литейных стержней: уменьшить время набора манипуляторной и максимальной прочностей до двух раз, уменьшить время выдержки в среде углекислого газа до двух раз, получить экономию углекислого газа до двух раз, повысить манипуляторную и максимальную прочности при растяжении до пяти раз, при сжатии — до десяти раз, при изгибе — до пяти раз, улучшить выбиваемость литейных стержней из отливок до четырех раз.

В качестве примера на рис. 1–4 приведены результаты испытаний песчано-жидкостекольных литейных стержней контрольного состава и с добавлением 10 % стального порошка после выдержки в среде углекислого газа в течение 30 мин при давлении 2 атм и среднем расходе углекислого газа 5 л/мин с последующей сушкой на открытом воздухе при комнатной температуре в течение 6 ч на прочность при растяжении и сжатии.

На графиках (см. рис. 1–4) используются следующие обозначения: σ – прочность образца литейного стержня при растяжении или сжатии, МПа; L – удлинение образца литейного стержня при испытаниях на прочность, мм.

Закономерности влияния железного порошка, входящего в состав песчано-жидкостекольной стержневой смеси, на выбиваемость песчано-жидкостекольных стержней в аналитической форме могут быть представлены в следующем виде.

Выбиваемость

$$N = \frac{W_{\Sigma}}{W_0} = \frac{1}{W_0} \sum_{i=1}^2 N_i k_i \iiint_V v_i(x, y, z) dx dy dz,$$

где W_{Σ} – суммарная энергия связей в песчано-жидкостекольном литейном стержне объемом V , Дж; W_0 – энергия однократного удара установки для испытаний на выбиваемость, Дж;

N_1 – среднее количество связей, образованных одной частицей геля SiO_2 , полученного по реакции взаимодействия жидкого стекла с углекислым газом;

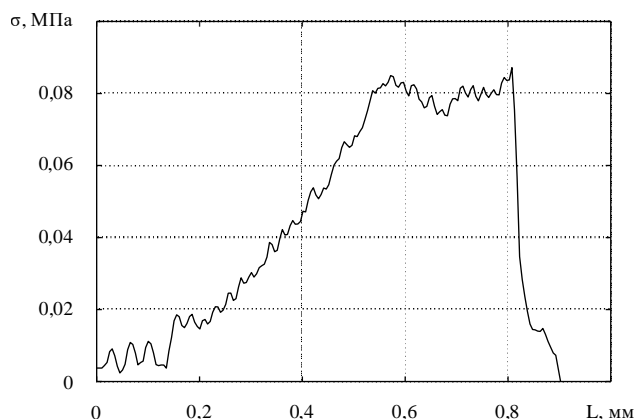


Рис. 1. Результаты испытаний образцов песчано-жидкостекольных литейных стержней, изготовленных из стержневой смеси контрольного состава, на прочность при растяжении

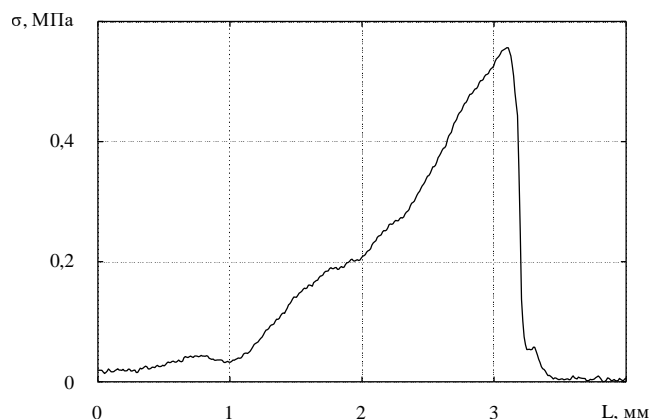


Рис. 2. Результаты испытаний образцов песчано-жидкостекольных литейных стержней, изготовленных из стержневой смеси контрольного состава, на прочность при сжатии

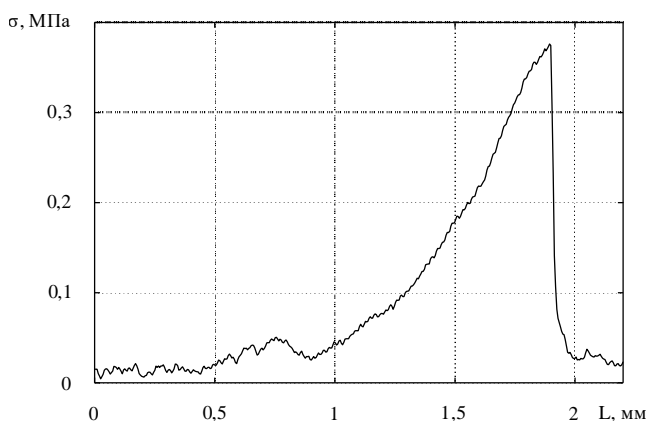


Рис. 3. Результаты испытаний образцов песчано-жидкостекольных литейных стержней, изготовленных из стержневой смеси с добавлением 10 % стального порошка, на прочность при растяжении

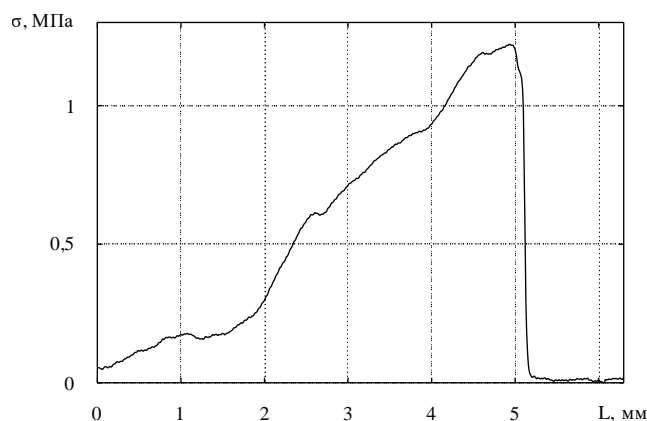


Рис. 4. Результаты испытаний образцов песчано-жидкостекольных литейных стержней, изготовленных из стержневой смеси с добавлением 10 % стального порошка, на прочность при сжатии

k_1 – удельная энергия связи частицы геля SiO_2 с окружающими частицами, являющаяся функцией силикатного модуля жидкого стекла, Дж/связь;

N_2 – среднее количество связей, образованных одной частицей Fe_2O_3 , находящейся на поверхности частиц стального порошка;

k_2 – удельная энергия связи частицы Fe_2O_3 с окружающими молекулами жидкого стекла, Дж/связь;

v_1 – функция распределения по объему литейного стержня для частиц геля SiO_2 , полученного по реакции взаимодействия жидкого стекла с углекислым газом, равная концентрации поглощенного песчано-жидкостекольным литейным стержнем углекислого газа, м^{-3} ;

v_2 – функция распределения по объему литейного стержня для частиц Fe_2O_3 , находящихся на поверхности частиц стального порошка, м^{-3} .

Количество частиц Fe_2O_3 , приходящихся на одну

частицу Fe,

$$N_0 = (d / d_0)^2,$$

где d – средний диаметр частицы железного порошка, м; d_0 – средний диаметр молекулы Fe_2O_3 , м.

Концентрация частиц Fe_2O_3 , м^{-3} ,

$$n_0 = \frac{\eta N_0}{V \cdot 100\%},$$

где η – процентное содержание железа в стержневой смеси, %.

Тогда условие нормировки для функции распределения $v_2(x, y, z)$ запишем в виде

$$\iiint_V v_2(x, y, z) dx dy dz = \frac{\eta N_0}{100\%}.$$

Применение предложенной математической мо-

дели позволит провести численные эксперименты, по результатам которых на производстве возможно вычислить по заданной выбиваемости предельное процентное содержание стального порошка в песчано-жидкостекольной стержневой смеси либо решить обратную задачу. Это позволит научно обоснованно и прогнозируемо вводить в состав песчано-жидкостекольной стержневой смеси отходы шлифовального производства в виде стальных частиц.

Заключение

Результаты экспериментальных исследований показали возможность эффективного использования отходов шлифовального производства в виде стального порошка с массовой долей до 10 % при приготовлении песчано-жидкостекольных стержневых смесей, что позволяет значительно улучшить эксплуатационные характеристики песчано-жидкостекольных литейных стержней в литейном производстве. Увеличение скорости набора и повышение манипуляторной и максимальной прочностей песчано-жидкостекольных литейных стержней с содержанием стального порошка, улучшение их выбиваемости из отливок, а также уменьшение времени выдержки литейных стержней в среде углекислого газа и уменьшение расхода углекислого газа будут способствовать повышению конкурентоспособности песчано-жидкостекольной стержневой технологии по сравнению с более дорогостоящими и менее экологичными технологиями производства песчаных литейных стержней. Предложенное аналитическое описание влияния железного порошка на выбиваемость песчано-жидкостекольных литейных стержней позволяет в условиях производства обоснованно, с ожидаемым результатом, вводить в состав песчано-жидкостекольных стержневых смесей отходы шлифовального производства.

Список литературы

Сведения об авторах

Гутько Юрий Иванович – доктор технических наук, профессор, первый проректор, Луганский государственный университет имени Владимира Даля, Луганск, Луганская Народная Республика. E-mail: lguni.lit@yandex.ru.

Войтенко Валерий Владимирович — аспирант кафедры промышленного и художественного литья, Луганский государственный университет имени Владимира Даля, Луганск, Луганская Народная Республика. E-mail: valery.voytenko@outlook.com.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

RESEARCH OF STRENGTH AND DESTRUCTIBILITY OF FOUNDRY LIQUID-GLASS CORES CONTAINING STEEL POWDER

Gutko Yury I. – Doctor of Technical Sciences, Professor, First Vice-Rector, Vladimir Dahl Lugansk State University, Lugansk, Lugansk People's Republic. E-mail: lguni.lit@yandex.ru.

Voytenko Valery V. – Postgraduate Student of Industrial and Art Foundry Department, Vladimir Dahl Lugansk

State University, Lugansk, Lugansk People's Republic. E-mail: valery.voytenko@outlook.com.

Abstract. In the foundry industry, foundry sand cores made by various core-making technologies are frequently used. An increase in the requirements for the environmental friendliness of the foundry industry raises interest in the liquid-glass core-making technology, which uses eco-friendly chemical compounds as components of a core mixture, a binder, and a catalyst/hardener. In addition, the liquid-glass core-making technology can use a circulating core mixture and waste of the metallurgical, machine, mining, and wood industry. The use of finely-dispersed steel powder, which is waste of the machine industry, in the liquid-glass core-making technology is investigated by the authors of this article. The results of the comparative experimental research of the operational and ultimate structural robustness during stretching, compressing, and bending of the foundry liquid-glass core samples made by the reference core-mixture composition and the core-mixture composition containing finely-dispersed steel powder in the amount of 1...10%, as well as the comparative test results for the destructibility of such foundry cores are presented. The compositions of the investigated core mixtures and the sample-making technology for the foundry liquid-glass cores containing steel powder are described. The experimental results and the field of application for the foundry liquid-glass cores, containing finely-dispersed steel powder, are discussed.

Keywords: foundry industry, foundry core, core-making technology, core box, core mixture, composition, binder, steel powder, carbon dioxide, waste of grinding industry, destructibility, structural robustness test.

Ссылка на статью:

Гутько Ю.И., Войтенко В.В. Исследование прочности и выбиваемости песчано-жидкостекольных литейных стержней, содержащих стальной порошок // Теория и технология металлургического производства. 2022. №2(41). С. 12-17.

Gutko Y.I., Voytenko V.V. Research of strength and destructibility of foundry liquid-glass cores containing steel powder. *Teoria i tehnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2022, vol. 41, no. 2, pp. 12-17.

УДК 621.742.4

Фирстов А.П.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИГНОСУЛЬФОНАТОВ СУЛЬФАТОМ ЖЕЛЕЗА (III)

Аннотация. Одним из недостатков лигносульфонатов являются их низкие прочностные свойства. Одним из способов улучшения прочностных свойств ЛСТ является их модифицирование.

Ключевые слова: лигносульфонат, модифицирование, сульфат железа (III), прочностные свойства.

Введение

Жидкие лигносульфонаты применяются в литейном производстве в качестве связующего материала при изготовлении формовочных и стержневых смесей (ТУ 2455-028-00279580-2014). При наличии ряда преимуществ (недефицитны, нетоксичны и недороги) лигносульфонаты имеют существенный недостаток – низкие прочностные свойства, и, как следствие, они не применяются в одиночку, а входят как компонент к другим связующим. В классификации профессора А.М. Лясса (ЦНИИТМАШ) лигносульфонаты находятся в классе Б-3 [1], т.е. имеют низкую удельную прочность ($< 0,3$ МПа).

Для того чтобы лигносульфонаты нашли более широкое применение в литейном производстве, необходимо улучшить их прочностные свойства, т.е. лигносульфонат, предназначенный для применения в формовочном деле, должен удовлетворять следующему основному требованию: предел прочности на разрыв образца должен быть не менее $0,5$ МПа [2].

Изменения в технологии переработки древесины на целлюлозу сульфитным способом значительно ухудшили связующую способность ЛСТ и привели к тому, что получаемое связующее перестало соответствовать ранее действовавшим стандартам ГОСТ 8518-57, ОСТ 13-183-83.

Таким образом, встает вопрос о модифицировании лигносульфонатов для увеличения прочности формовочных смесей.

Одним из способов улучшения показателей качества ЛСТ является замена одновалентного катиона на добавление солей, содержащих двухвалентный катион или большей валентности, в уже образовавшемся лигносульфонате, что позволяет увеличить высокомолекулярную фракцию макромолекулы [3].

Экспериментальная часть

При разработке способов улучшения прочностных свойств связующего компонента следует исходить из того, что ЛСТ являются высокомолекулярным соединением (ВМС). Основными характеристиками ВМС являются значения средних молекулярных масс и молекулярно-массовое распределение.

Наиболее распространенным и доступным методом определения молекулярной массы полимеров в широкой области изменения значений молекулярной массы является вискозиметрический метод [4]. В то

же время метод вискозиметрии позволяет получать не только молекулярную массу, но и размеры лигносульфонатов [5, 6].

Установлено, что чем выше средняя молекулярная масса фракции, тем быстрее твердеет образец и выше его конечная прочность [7, 8].

В качестве объектов исследования использовались лигносульфонаты Архангельского, Соликамского и Краснокамского целлюлозно-бумажных комбинатов, составы которых приведены в табл. 1.

Таблица 1

Составы лигносульфонатов с различным основанием варочной кислоты

Исследуемый ЛСТ	Основание кислоты, Ca/Na, %
Архангельский ЛСТ	100/0
Соликамский ЛСТ	60/40
Краснокамский ЛСТ	50/50

Теория, материалы и методы исследования

Как было сказано выше, модифицирование возможно прибавлением к лигносульфонатам солей металлов с переменной валентностью. К переходным металлам относятся элементы, в электронных структурах которых заполняются d - и f -подуровни. В подавляющем большинстве переходных элементов на внешнем электронном уровне находятся 2 электрона, а на предыдущем – от 9 до 18 ($(n-1)d^{9-10} ns^2 np^6$), поэтому для переходных металлов характерен широкий набор валентностей, т.к. суммарное спиновое число электронов данного подслоя должно быть максимальным (правило Хунда). Соединения переходных металлов часто обладают сильно выраженной кластерной (сотовой) структурой, т.е. способностью связываться с большим количеством анионных остатков [9, 10]. Поэтому металлы с переменной валентностью способны образовывать соединения за счет донорно-акцепторного взаимодействия [11].

За объект исследования по модифицированию ЛСТ выбрана соль трехвалентного железа (ПДК_{р.з.} = 1 мг/м³), а именно сульфат железа, по соображениям малой токсичности солей железа [12]. Способ получения продукта с высоким содержанием железа заключается в смешении раствора ЛСК с раствором сульфата железа $Fe_2(SO_4)_3$, в присутствии сульфита натрия. Получаемый продукт полностью растворим в слабокислой среде.

Результаты исследования

Механизм донорно-акцепторного взаимодействия следующий: сульфитная группа, как наиболее многочисленная из всех других сульфогрупп [10, 11], находится в α-положении при алкильной части лигносульфоната (рис. 1).

Влияние катиона Fe (III) на молекулярно-массовое распределение и среднюю молекулярную массу фракции ЛСТ приведено в табл. 2. Как видно из табл. 2, добавка в лигносульфонаты незначительного количества катиона Fe(III) приводит к увеличению содержания ВМФ и снижению СМФ и НМФ.

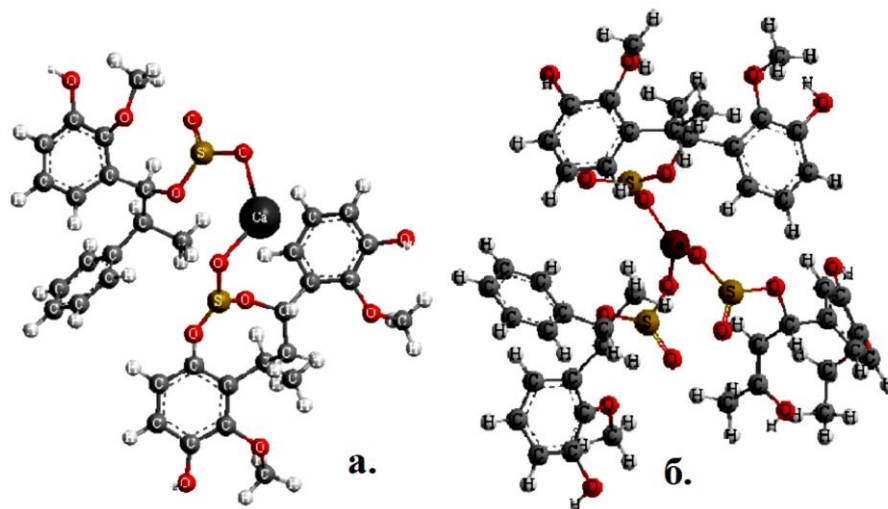


Рис. 1. Структура образовавшегося соединения лигносульфоната с катионом кальция (II) (а) и катионом железа (III) (б) по механизму электрофильного замещения

Таблица 2

Фракционный состав лигносульфонатов без и с добавкой катиона Fe (III)

Содержание катиона Fe (III), %	Исследуемый ЛСТ	Содержание фракции, %			Среднемассовая молекулярная масса, у.е, min/max	Предел прочности на растяжение в сухом состоянии σ, МПа
		высокомолекулярной (ВМФ)	среднемолекулярной (СМФ)	низкомолекулярной (НМФ)		
Без катиона Fe (III)	Архангельский ЛСТ	12	88	-	11000 / 41600	0,55
	Соликамский ЛСТ	-	100	-	7000 / 35000	0,6
	Краснокамский ЛСТ	-	97	3	2000 / 33500	0,62
0,01	Архангельский ЛСТ	13,5	86,5	-	16000 / 42800	0,58
	Соликамский ЛСТ	2	98	-	8500 / 41000	0,63
	Краснокамский ЛСТ	-	97	3	4500 / 37000	0,66
0,05	Архангельский ЛСТ	14	86	-	19000 / 44200	0,62
	Соликамский ЛСТ	6	94	-	9000 / 43000	0,69
	Краснокамский ЛСТ	2	96	2	4600 / 40500	0,71
0,1	Архангельский ЛСТ	15,5	84,5	-	21000 / 45400	0,635
	Соликамский ЛСТ	11	89	-	12000 / 44000	0,715
	Краснокамский ЛСТ	7	91,5	1,5	4800 / 41500	0,73
0,5	Архангельский ЛСТ	15,8	84,4	-	21200 / 45500	0,7
	Соликамский ЛСТ	11,2	88	-	12500 / 44000	0,78
	Краснокамский ЛСТ	7,1	91,5	1,2	4800 / 42000	0,83
1,0	Архангельский ЛСТ	18	84	-	22000 / 46000	0,68
	Соликамский ЛСТ	12,8	87,5	-	15000 / 44500	0,77
	Краснокамский ЛСТ	8,5	91	1	5000 / 42500	0,82

Реакция архангельского лигносульфоната на добавление к нему соли катиона Fe(III) (сульфат железа) невелика, и прирост ВМФ составляет 1,5%. При добавлении сульфата железа (III) минимальные значения среднемассовой молекулярной массы возросли в 2,2 раза, а максимальные значения среднемассовой молекулярной массы выросли только в 1,11 раза, что дает повод предположить, что ЛСТ продолжает расти, а уплотнение и скручивание молекулы происходит не интенсивно.

У Соликамского ЛСТ при добавке 0,01% катиона Fe(III) содержание ВМФ и СМФ возрастает и появляется ВМФ, при добавлении 0,1% происходит резкое увеличение ВМФ, а при последующем добавлении (до 1%) катиона Fe (III) увеличение ВМФ незначительно. Поэтому ЛСТ активно прибавляет в ВМФ, а уплотнение и скручивание молекулы протекает интенсивно.

Краснокамский ЛСТ во всем интервале (0,01–1%) добавления катиона Fe(III) сохраняет наличие НМФ, а наличие ВМФ появляется при 0,05%. Минимальные значения среднемассовой молекулярной массы активно растут, и прирост составляет значение в 2,4 раза, нежели чем без добавления катиона Fe(III), а максимальные значения среднемассовой молекулярной массы выросли в 1,27 раза, как у Соликамского ЛСТ, поэтому ЛСТ активно прибавляет в ВМФ, и при 0,1% ВМФ составляет 7%, а уплотнение и скручивание молекулы протекает соразмерно с Соликамским ЛСТ.

Среднемассовые молекулярные массы возрастают при добавлении катиона Fe(III) до 0,1%. Дальнейшее увеличение добавления катиона Fe(III) уже не столь эффективно и в интервале 0,1–1% прирост незначителен.

Увеличение содержания в лигносульфонатах ВМФ и СМФ происходит за счет частичной поликонденсации макромолекулы, т.е. связывания линейных и разветвленных макромолекул в трехмерные.

Заключение

Проведенные исследования позволили повысить содержания в ЛСТ ВМФ и СМФ и увеличения средней молекулярной массы, т.е. повышения связующей способности ЛСТ.

Добавка в ЛСТ сульфата железа (III) повышает предел прочности при растяжении высушенных образцов. Влияние катиона Fe(III) на прочность при растяжении образцов лигносульфонатов приведено на рис. 2. Расчеты показали, что при указанной смеси, с содержанием 5% связующего (ЛСТ), расход сульфата железа (III) не должен превышать 1,2 %. Данные расчеты подтвердились тем, что среднемассовые молекулярные массы всех лигносульфонатов прекращают расти (см. табл. 2). На основании вышеизложенного добавление сульфата железа (III) было ограничено одним процентом, и правильность расчетов подтвердилась испытаниями.

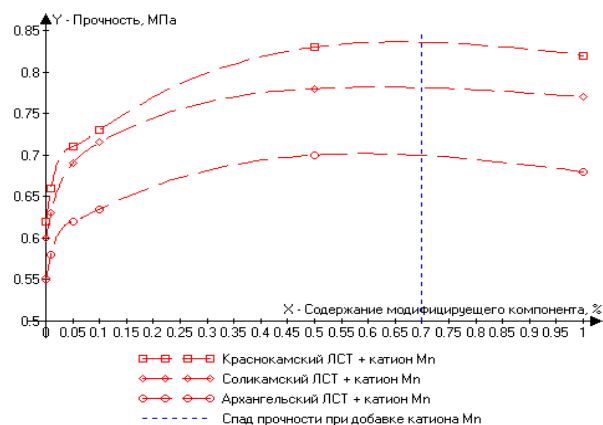


Рис. 2. Зависимость влияния содержания сульфата железа (III) на прочность ЛСТ при различном способе варки

На диаграмме рис. 2 видно, что рост прочности прекращается при добавлении сульфата железа (III) до 0,7 %, дальнейший ввод катиона Fe(III) не приводит к росту прочности, а, наоборот, ведет к снижению прочности.

С помощью компьютерной программы STATISTICA v.10.0.RU оценивали параметры множественной регрессии, где зависимой переменной являлся предел прочности на растяжение в сухом состоянии (МПа), а независимыми переменными были содержание катиона Fe(III) (%) и количество кальция при различном способе варки (в долях). Полученные данные приведены в табл. 3.

Таблица 3

Изменение предела прочности на растяжение в сухом состоянии при введении в ЛСТ, с различным содержанием кальция, катиона железа (III)

Содержание катиона Fe, %	Количество Ca, доли	Предел прочности на растяжение в сухом состоянии σ , МПа
0	1	0,55
0	0,6	0,6
0	0,5	0,62
0,01	1	0,58
0,01	0,6	0,63
0,01	0,5	0,66
0,05	1	0,62
0,05	0,6	0,69
0,05	0,5	0,71
0,1	1	0,635
0,1	0,6	0,715
0,1	0,5	0,73
0,5	1	0,7
0,5	0,6	0,78
0,5	0,5	0,83
1	1	0,68
1	0,6	0,77
1	0,5	0,82

При анализе данных получены уравнения, с помощью которых можно предсказывать предел проч-

ности на растяжение в сухом состоянии формулой (1) при коэффициенте регрессии $R = 0,88$.

$$y = 0,987 + 0,45x_1 - 0,336x_2, \quad (1)$$

где y – предел прочности на растяжение в сухом состоянии σ , МПа;

x_1 – содержание катиона железа (III), %;

x_2 – количество катионов Са.

Модифицирование создает возможность управления функциональным составом лигносульфонатов, обеспечивая способность технических лигносульфонатов к появлению улучшенных прочностных свойств. Таким образом, оптимальное введение катиона Fe(III) будет ограничиваться значением 0,7 %.

Список литературы

- Лясс А.М. Современные связующие материалы и область их применения. М.: Машгиз, 1965. 213 с.
- Технические условия к правилам приемки исходных формовочных материалов. Руководящие материалы. М.: Изд-во Министерства судостроительной промышленности СССР, 1949. 84 с.
- Лебедев Н.Н. Химия и технология основного органического и нефтехимического синтеза: учебник для вузов. 4-е изд., перераб. и доп. М., 1988. 592 с.
- Шур А.М. Высокомолекулярные соединения: учебное пособие для университетов. 2-е изд., перераб и доп. М.: Химия, 1971. 520 с.
- Рафиков С.Р., Будтов В.П., Монаков Ю.Б. Введение в физико-химию растворов полимеров. М.: Наука, 1978. 328 с.
- Лысенко Е.А. Методические разработки к практическим работам по растворам полимеров. Ч. 1. М., 2011. 64 с.
- Никитин Н.И. Химия древесины и целлюлозы. М.: Изд-во Академии наук СССР, 1962. 714 с.
- Сарканен К.В., Людвиг К.Х. Лигнины: структура, свойства и реакции. М.: Лесная промышленность, 1981. 402 с.
- Карапетьянц М.Х., Дракин С.И. Строение вещества. М.: Высш. шк., 1978. 304 с.
- Корольков Д.В. Электронное строение и свойства соединений непереходных элементов. СПб.: Химия, 1992. 312 с.
- Ахметов Н.С. Неорганическая химия: учеб. пособие для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Высшая шк., 1975. 672 с.
- Предельно допустимые концентрации вредных веществ в воздухе и воде / Беспямятнов и др. 2-е изд., пер. и доп. Л.: Химия, 1975. 456 с.

Сведения об авторах

Фирстов Александр Петрович – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры металлургических технологий, Нижнетагильский технологический институт (филиал) Уральского федерального университета, г. Нижний Тагил, Россия. E-mail: first55@mail.ru.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

MODIFICATION OF LIGNOSULFONATES WITH IRON (III) SULFATE

Firstov Alexander P. – Associate Professor of the Department of Metallurgical Technologies, Nizhny Tagil Institute of Technology (Branch) Ural Federal University, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Nizhny Tagil, Russia. E-mail: first55@mail.ru.

Abstract. One of the disadvantages of lignosulfonates is low strength properties. One of the ways to improve the strength properties of LST is its modification.

Keywords: lignosulfonate, modification, iron (III) sulfate, strength.

Ссылка на статью:

Фирстов А.П. Модифицирование лигносульфонатов сульфатом железа (III)// Теория и технология металлургического производства. 2022. №2(41). С. 18-21.

Firstov A.P. Modification of lignosulfonates with iron (III) sulfate. *Teoria i tehnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2022, vol. 41, no. 2, pp. 18-21.

УДК 621.74.047

Столяров А.М., Куклина О.В., Потапова М.В.

ИЗУЧЕНИЕ КАЧЕСТВА НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБОВ ИЗ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Аннотация. В работе исследован массив производственных данных разливки в кислородно-конвертерном цехе ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» на МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком трубной стали класса прочности К60 из 569-ти плавков. Температура металла в промежуточном ковше изменялась в интервале от 1537 до 1554°C. Расчетное значение температуры ликвидус составляло в среднем 1518°C. Слябы с постоянными размерами поперечного сечения 350×2600 мм вытягивались из кристаллизатора МНЛЗ со скоростью 0,60–0,75 м/мин. Металлографическим методом изучено качества макроструктуры и поверхности темплетов из непрерывнолитых слябов. Наибольшую степень развития имеют такие внутренние дефекты, как осевая химическая неоднородность, осевая рыхлость, трещины, перпендикулярные граням заготовки, в большей степени – узким граням и в меньшей – широким. Практически отсутствуют осевые трещины и точечная неоднородность. Установлены возрастающие зависимости между степенью развития трещин, перпендикулярных широким и узким граням заготовки, а также между гнездообразными и перпендикулярными трещинами. Выявлена возрастающая зависимость степени развития трещин, перпендикулярных узким граням заготовки, от величины перегрева разливаемого металла над температурой ликвидус. Для улучшения качества литого металла рекомендуется разливать сталь класса прочности К60 с перегревом металла в промежуточном ковше МНЛЗ над температурой ликвидус не более 30°C. Профиль отлитых слябов характеризуется наличием у большинства заготовок небольшой выпуклости узких граней. Качество поверхности исследованных темплетов оценено как удовлетворительное.

Ключевые слова: трубная сталь, класс прочности К60, непрерывная разливка, сляб, макроструктура, поверхность, качество.

Введение

В кислородно-конвертерном цехе ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» трубная сталь разливается на МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком [1, 2]. Для производства толстого горячекатаного листа отливаются непрерывнолитые слябы толщиной 350 мм. Как правило, ширина таких заготовок превышает 2500 мм, а металл представляет собой сталь класса прочности К60 [3, 4]. В работе изучается качество макроструктуры и поверхности непрерывнолитых слябов из стали класса прочности К60.

С этой целью был исследован массив производственных данных разливки трубной стали класса прочности К60, насчитывающий 569 плавков. Из сляба каждой плавки был вырезан угловой поперечный темплет. После необходимой подготовки производилась металлографическая оценка качества макроструктуры металла и поверхности темплета согласно ОСТ 14-4-73.

Литой металл имел следующий усредненный химический состав, мас. %:

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
0,07	0,19	1,72	0,002	0,009	0,04	0,18
Cu	N	Al	V	Ti	Ca	Nb
0,14	0,005	0,035	0,06	0,005	0,005	0,03

Температура металла в промежуточном ковше изменялась в интервале от 1537 до 1554°C. Расчетное значение температуры ликвидус составляло в среднем 1518°C. Слябы с постоянными размерами поперечного сечения 350×2600 мм вытягивались из кристаллизатора МНЛЗ со скоростью 0,60–0,75 м/мин.

Зависимость скорости вытягивания сляба из кристаллизатора от перегрева металла в промежуточном ковше над температурой ликвидус представлена на рис. 1.

Хотя приведенная убывающая линейная зависимость является статистически значимой с вероятностью 99,9 % ($r_{0,001} = 0,321$), на поле рис. 1 отмечается значительный разброс точек. Это свидетельствует о существенном влиянии на скорость разливки металла и других факторов.

Результаты усредненной металлографической оценки качества макроструктуры слябов из стали класса прочности К60 приведены на рис. 2: ОР – осевая рыхлость; ОХН – осевая химическая неоднородность; ОТ – осевые трещины; ТП – трещины, перпендикулярные граням; ТГ – трещины гнездообразные; ТПу – трещины, перпендикулярные узким граням; ТПш – трещины, перпендикулярные широким граням.

Наибольшую степень развития имеют такие внутренние дефекты, как осевая химическая неоднородность (1,75 балла), осевая рыхлость (1,50 балла), трещины, перпендикулярные граням заготовки (1,31 балла), в большей степени – узким граням (0,96 балла) и в меньшей – широким (0,56 балла). Следует отметить практически отсутствие осевых трещин и точечной неоднородности, последнему, несомненно, способствует наличие вертикального участка МНЛЗ.

Установлены возрастающие зависимости между различными вариантами расположения трещин, перпендикулярных граням заготовки (рис. 3), а также между гнездообразными и перпендикулярными трещинами (рис. 4).

Проведен корреляционно-регрессионный анализ влияния химического состава стали и параметров температурно-скоростного режима разливки стали класса прочности К60 на степень развития разных внутренних дефектов сляба. Выявлена возрастающая

зависимость степени развития трещин, перпендикулярных узким граням заготовки, от величины перегрева разливаемого металла над температурой ликвидус (рис. 5).

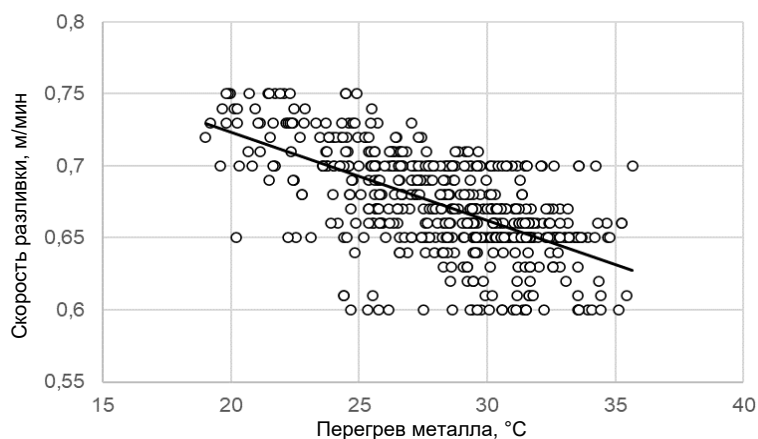


Рис. 1. Зависимость скорости вытягивания сляба из кристаллизатора МНЛЗ v , м/мин, от перегрева металла в промежуточном ковше над температурой ликвидус Δt , °C: $v = 0,846 - 0,006 \cdot \Delta t$; $r = -0,610$

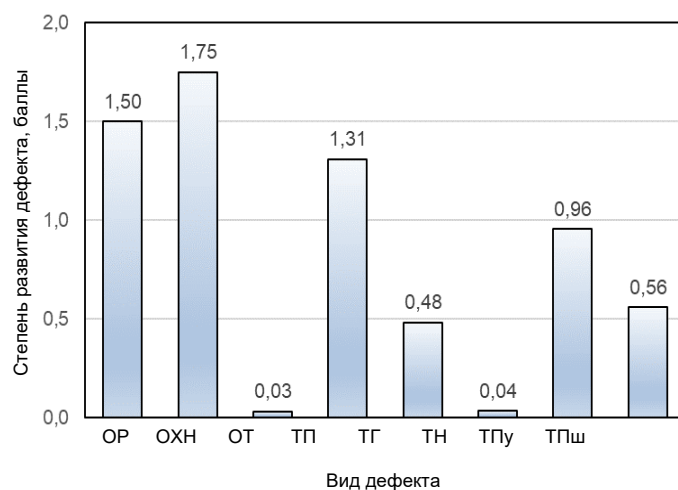


Рис. 2. Результаты оценки качества макроструктуры непрерывнолитых слябов

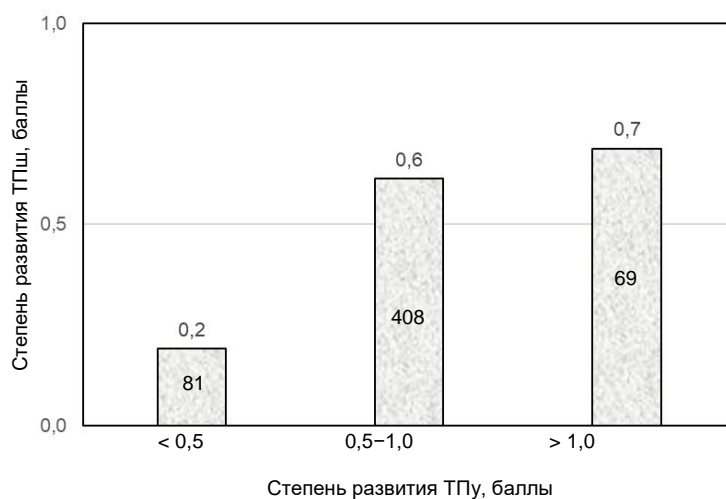


Рис. 3. Зависимость между степенью развития трещин, перпендикулярных широким (ТПш) и узким граням (ТПу) (цифры внутри столбиков – количество слабов)

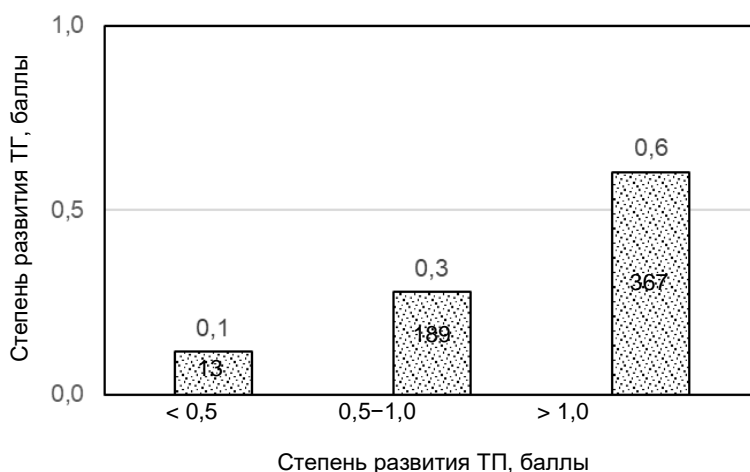


Рис. 4. Взаимосвязь между степенью развития трещин гнездообразных (ТГ) и трещин перпендикулярных (ТП) (цифры внутри столбиков – количество слабов)

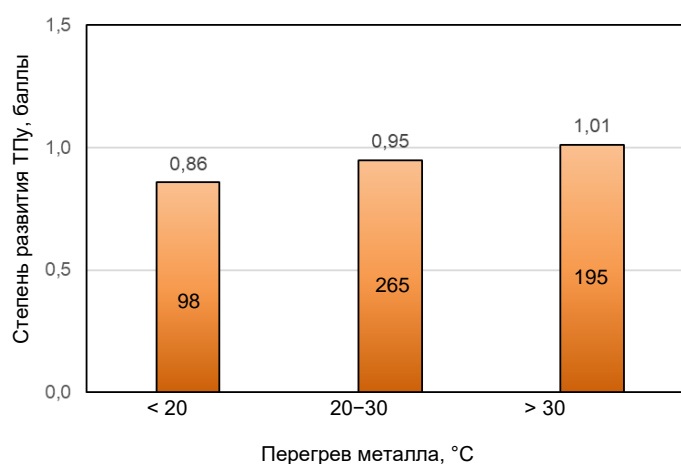


Рис. 5. Зависимость степени развития трещин, перпендикулярных узким граням (ТПу), от перегрева разливаемого металла

Для улучшения качества макроструктуры литого металла рекомендуется разливать сталь с перегревом не более 30°C.

Профиль отлитых слабов характеризуется наличием у большинства заготовок (в 86 % случаев от общего количества) выпуклости узких граней величиной от 2 до 10 мм (в среднем около 5 мм).

Качество поверхности исследованных темплетов было удовлетворительным: всего на 0,6 % темплетов имелись небольшие поперечные трещины.

Закключение

При изучении качества макроструктуры и поверхности непрерывнолитых слабов сечением 350×2600 мм из стали класса прочности К60 металлографическим методом установлено, что наибольшую степень развития имеют такие внутренние дефекты, как осевая химическая неоднородность (в среднем 1,75 балла), осевая рыхлость (1,50 балла), трещины, перпендикулярные граням заготовки (1,31 балла), в большей степени – узким граням (0,96 балла) и в

меньшей – широким (0,56 балла). Следует отметить низкую степень развития осевых трещин и точечной неоднородности. Установлены возрастающие зависимости между различными вариантами расположения трещин, перпендикулярных граням заготовки, а также между гнездообразными и перпендикулярными трещинами. Выявлена возрастающая зависимость степени развития трещин, перпендикулярных узким граням заготовки, от величины перегрева разливаемого металла над температурой ликвидус. Для улучшения качества литого металла рекомендуется разливать сталь с перегревом не более 30 °C. Профиль отлитых слабов характеризуется наличием у большинства заготовок выпуклости узких граней величиной в среднем около 5 мм. Качество поверхности исследованных темплетов было удовлетворительным.

Список литературы

1. Колесников Ю.А., Буданов Б.А., Столяров А.М. Металлургические технологии в высокопроизводительном электросталеплавильном цехе: учебное

- пособие. Москва; Вологда: Инфра-Инженерия, 2020. 380 с.
- Столяров А.М., Селиванов В.Н. Непрерывная разливка стали. Машины непрерывного литья заготовок: учебное пособие. Москва; Вологда: Инфра-Инженерия, 2020. 192 с.
 - Куклина О.В., Столяров А.М., Юдин Д.В. Отливка толстых слябов из конвертерной стали // Технологии металлургии, машиностроения и материалообработки. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2020. Вып. 19. С. 28-34.
 - Куклина О.В., Столяров А.М., Юдин Д.В. Разливка стали на непрерывнолитые слябы толщиной 350 мм // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: тезисы докладов 79-й международ. науч.-техн. конф. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2021. С. 96.

Сведения об авторах

Столяров Александр Михайлович – доктор технических наук, профессор, профессор кафедры металлургии и химических технологий ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: sam52.52@mail.ru

Куклина Ольга Валерьевна – магистрант кафедры металлургии и химических технологий ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия.

Потапова Марина Васильевна – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры металлургии и химических технологий ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

STUDY OF THE QUALITY OF CONTINUOUSLY CASTED SLABS FROM PIPE STEEL

Stolyarov Alexander M. – Doctor of Technical Sciences, Professor of Metallurgy and Chemical Technology Department, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: sam52.52@mail.ru

Kuklina Olga V. – master degree student of Metallurgy and Chemical Technology Department, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: mcm@magtu.ru

Potapova Marina V. – Ph.D. (Eng), Associate Professor of Metallurgy and Chemical Technology Department, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: marina_potapova8@mail.ru

Abstract. The quality of the macrostructure and surface of slabs with a cross section of 350 × 2600 mm from K60 steel was studied by the metallographic method. The quality of the macrostructure and surface of continuously cast slabs with a cross section of 350 × 2600 mm from steel of strength class K60 was studied by the metallographic method. The following internal defects have the highest degree of development: axial chemical inhomogeneity, axial looseness, cracks perpendicular to the faces of the workpiece. There are practically no axial cracks and point inhomogeneity. Increasing dependencies between different variants of the location of cracks perpendicular to the faces of the workpiece, as well as between nested and perpendicular cracks, have been established. An increasing dependence of the degree of development of cracks, perpendicular to the narrow edges of the workpiece, on the overheating of the poured metal above the liquidus temperature is revealed. To improve the quality of cast metal, it is recommended to cast steel with overheating not more, than 30 °C. The profile of cast slabs is characterized by the presence of a slight convexity of narrow edges in most billets. The surface quality of the investigated templates is satisfactory.

Key words: pipe steel, continuous casting, slab, quality.

Ссылка на статью:

Столяров А.М., Куклина О.В., Потапова М.В. Изучение качества непрерывнолитых слябов из трубной стали // Теория и технология металлургического производства. 2022. №2(41). С. 22-25.

Stolyarov A.M., Kuklina O.V., Potapova M.V. Study of the quality of continuously casted slabs from pipe steel. *Teoria i tehnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2022, vol. 41, no. 2, pp. 22-25.

УДК 621.7

Андросенко М.В., Кенарь Е.В., Тютеряков Н.Ш., Усатая Т.В., Дерябина Л.В.

АЛГОРИТМ РАСЧЁТА И СОСТОЯНИЯ ФОРМИРУЕМОЙ ЗАГОТОВКИ НА МАШИНЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Аннотация. В работе представлена методика расчета усилий, действующих на стенки кристаллизатора и ролики подвешенного роликового блока зоны вторичного охлаждения сортовой машины непрерывного литья заготовки, на основе анализа взаимодействия формируемой заготовки, кристаллизатора и элементов подвесной роликовой проводки.

Ключевые слова: МНЛЗ, непрерывная разливка, заготовка, корочка заготовки, кристаллизатор, роликовая проводка, ЗВО.

Введение

Современная технология непрерывной разливки предусматривает разливку без прекращения процесса вытягивания заготовки, при этом производится замена разливаемого сталковша с расплавом на наполненный сталковш.

Это возможно при применении подъемно-поворотного стенда для сталковша и тележки для промковша с механизмом подъема и передвижения. Принципиальные схемы непрерывной разливки отличаются положением продольной технологической оси кристаллизующегося слитка, однако основы технологии разливки являются общими для всех типов машин. Схема установки непрерывного литья представлена на рис. 1.

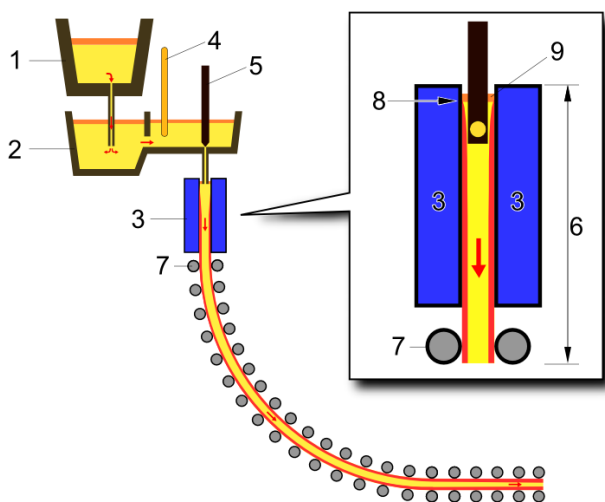


Рис. 1. Схема установки непрерывного литья:

- 1 – ковш подачи жидкого металла;
- 2 – промежуточный ковш; 3 – кристаллизатор;
- 4 – заслонка; 5 – стопор; 6 – зона кристаллизации;
- 7 – ролики ЗВО; 8 – зона начала кристаллизации;
- 9 – подача охлаждающей воды

Длина кристаллизатора зависит от сечения разливаемых слитков и в общем случае может изменять-

ся от 300 до 1500 мм. Для заготовок мелких сечений иногда применяются кристаллизаторы длиной до 100 мм, при отливке заготовок крупных сечений применяются кристаллизаторы длиной от 500 до 1100–1200 мм.

Технологическая линия принимает в кристаллизатор жидкую сталь с температурой $t = 1560\text{--}1580^\circ\text{C}$. При этом у жидкой стали отбирается большое количество теплоты, которая через воду и воздух в конечном счете рассеивается в окружающую среду. При плотном контакте в верхней части кристаллизатора температура поверхности корочки падает до $600\text{--}900^\circ\text{C}$, а затем после образования зазора повышается, и на выходе из кристаллизатора, примерно за 20 мин, температура поверхности корочки составляет величину $1100\text{--}1200^\circ\text{C}$ при средней температуре корочки $1300\text{--}1350^\circ\text{C}$. Максимальная температура медных стенок кристаллизатора на стороне жидкого металла может достигать $200\text{--}240^\circ\text{C}$.

Прочность такой корочки достаточна, чтобы противостоять силам трения и действию ферростатического давления жидкого металла.

В конце зоны вторичного охлаждения температура поверхности слитка снижается до уровня $800\text{--}900^\circ\text{C}$. Если принять температуру кристаллизации $t_{кр}$ для большинства сталей $\sim 1500^\circ\text{C}$, то в промежуточный ковш сталь должна поступать с небольшим перегревом. Обычно температура стали в промковше поддерживается на уровне $1540\text{--}1560^\circ\text{C}$, что обеспечивает удовлетворительное качество поверхности слитков и стабильность процесса разливки. Однако с повышением температуры металла более 1570°C возрастает пораженность слитков наружными продольными и поперечными трещинами.

Для обеспечения стабильности процесса разливки температура металла в кристаллизаторе должна быть на $15\text{--}20^\circ\text{C}$ выше температуры затвердевания, а по условиям качества слитка перегрев dt должен быть не более 30°C .

Повышение интенсивности охлаждения слитка способствует увеличению скорости разливки, но ограничивается возможностью появления трещин вследствие возрастания термических напряжений. С увеличением скорости разливки увеличивается глу-

бина жидкой лунки $L_{ж}$ и, как следствие, возрастает ферростатическое давление на оболочку слитка, что представляет даже большую опасность, чем термические напряжения.

Скорость вытягивания слитка, затвердевания и глубина жидкой фазы являются важнейшими технологическими параметрами процесса непрерывной разливки стали. Одна из главных задач для технологов – установление взаимосвязи длины жидкой фазы (или глубины жидкой лунки) $L_{ж}$ от скорости разливки v , интенсивности охлаждения и марки стали (ее физических свойств). Величина $L_{ж}$ при заданной скорости разливки определяет протяженность зоны вторичного охлаждения и всю высоту или технологическую длину установки.

Конструкция головной части кристаллизатора и ЗВО сортовой МНЛЗ ЭСПЦ ПАО «ММК» показана на рис. 2.

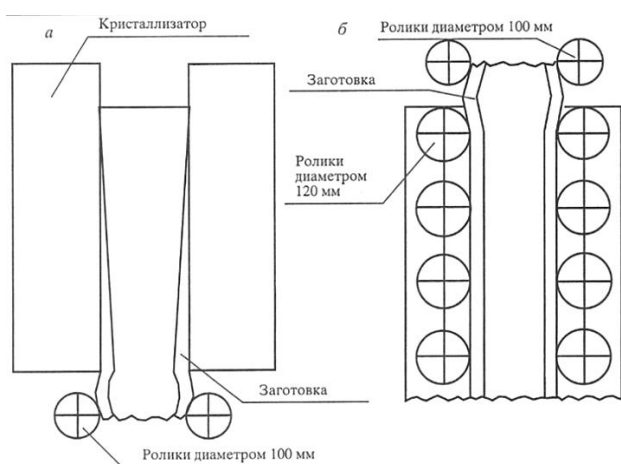


Рис. 2. Конструкция головной части кристаллизатора и ЗВО сортовой МНЛЗ ЭСПЦ ПАО «ММК»

Скорость непрерывной разливки лимитируется рядом ограничений:

- напряжениями вдоль непрерывного слитка, обусловленными силами трения в кристаллизаторе;
- напряжениями, возникающими вследствие ферростатического давления;
- термическими напряжениями, которые возрастают с ростом интенсивности охлаждения слитка.

Скорость вытягивания заготовки, количество подаваемой воды на первичное и вторичное охлаждение, ход и частота качания кристаллизатора являются регулируемыми параметрами, что позволяет разливать широкий сортамент сталей: от мало- до высокоуглеродистых и легированных марок сталей.

От прочности образовавшейся корочки и заготовки, находящейся в двухфазном состоянии (твёрдое–жидкое) под кристаллизатором, зависит скорость разливки (вытягивания). Для слэбов больших сечений реально достигнуты скорости разливки в пределах 1,5–2,0 м/мин. Для заготовки сечением 100 × 100 мм оказалась удовлетворительной скоростью 6 м/мин, а

для заготовки сечением 150 × 150 мм в зависимости от состава стали достигнуты скорости разливки в пределах 3,0–3,5 м/мин.

Для обеспечения высокой производительности применяют многоручьевые машины с независимым управлением каждого ручья и объединённые единым промковшом.

Мощность и размеры машины определяются емкостью стальной ванны, которая на практике имеет значение от 12 до 350 т.

Технологический радиус на основании теоретических исследований и практических данных определяется из соотношения

$$R = 40b, \quad (1)$$

где b – толщина заготовки.

На МНЛЗ происходит превращение металла из жидкой фазы в металл твёрдой фазы.

Пока заготовка полностью не затвердеет, непрерывнолитой слиток находится в двухфазном состоянии. Тело, сформированное в этом слитке жидкой фазой, называют лункой.

Длина жидкой лунки (фазы) $L_{ж}$, м, определяется по следующим формулам:

а) для сортовой разливаемой заготовки

$$L_{ж} = Kb^2 V_p, \quad (2)$$

где K – эмпирический коэффициент (коэффициент затвердевания), мм/мин^{0.5}; b – толщина заготовки, мм; V_p – скорость разливки (вытягивания заготовки), м/мин.

- $K = 24,0$ мм/мин^{0.5} – для сортовой заготовки;
- $K = 27,4$ мм/мин^{0.5} – для низкоуглеродистой стали;
- $K = 26,5$ мм/мин^{0.5} – для высокоуглеродистой стали;
- $K = 29,12$ мм/мин^{0.5} – для блюма из среднеуглеродистой стали;

б) для слэбовой разливки

$$L_{ж} = V_p \cdot t_{затв}, \quad (3)$$

где $t_{затв}$ – время полного затвердевания, мин.

$$t_{затв} = \{(b/2) \cdot (L/K)\}^2.$$

Толщина корочки в процессе непрерывной разливки изменяется от 0 до $b/2$, а длина жидкой фазы $L_{ж}$ увеличивается с увеличением скорости разливки.

Чтобы центрировать грани слитка относительно оси машины и предохранить их от выпучивания под действием ферростатического давления, в МНЛЗ устанавливается поддерживающая система различной конструкции. На МНЛЗ ПАО «ММК» используется роликовая поддерживающая система.

Зона вторичного охлаждения (ЗВО) располагается на технологической линии от кристаллизатора до тянущих валков и занимает от 30 до 100 % длины этой линии. ЗВО обычно примыкает вплотную к кристаллизатору. В редких случаях допускается продолжение ЗВО за тянущими валками. За зоной вторично-

го охлаждения располагается зона охлаждения слитка на воздухе.

Наиболее уязвимым местом по прочности является место выхода слитка из кристаллизатора, это связано с тем, что на выходе пропадает опора от стенок кристаллизатора, воспринимающих давление жидкого металла внутри слитка, через закристаллизовавшуюся корочку. Минимально допустимая толщина корочки на выходе из кристаллизатора в зависимости от сечения заготовки составляет 10–25 мм.

Корочка слитка освобождается от поддержки стенок кристаллизатора и полностью воспринимает ферростатическое давление жидкой фазы P и усилие Q вытягивания слитка из кристаллизатора, равное усилию трения корочки по стенкам кристаллизатора.

Толщина корочки δ растет неравномерно: быстрее в кристаллизаторе, медленнее в зоне вторичного охлаждения, еще медленнее на оставшемся участке длины жидкой фазы.

Имеется эмпирическая зависимость для оценки толщины корочки δ , м:

$$\delta = \frac{q \cdot L_{кр}}{11,5 \cdot v}, \quad (4)$$

где v – скорость разливки, м/мин; $L_{кр}$ – длина кристаллизатора, м; 11,5 – опытный коэффициент; q – плотность теплового потока, МВт/м². $q = 0,85$ МВт/м² (среднее значение плотности теплового потока в современных кристаллизаторах).

На базе аналитического решения классической задачи Стефана при постоянной температуре поверхности было получено уравнение квадратного корня, которое связывает толщину корочки δ со временем τ :

$$\delta = k \cdot \sqrt{\tau}, \quad (5)$$

где k – коэффициент затвердевания, величина которого для разных сталей может изменяться в пределах 0,023–0,032 м/мин^{0,5}; τ – время, мин.

Эта зависимость может использоваться для примерных расчетов при условии, что температура поверхности слитка в пределах кристаллизатора изменяется незначительно. Для сляба $k = 0,028$, для блюма и сорта $k = 0,030$.

Время τ , мин, определяется из выражения

$$\tau = \frac{H_{кр}}{V_p}, \quad (6)$$

где H – высота столба жидкой стали в кристаллизаторе, м.

$$H_{кр} = H_{кр} - 0,1 \text{ м.} \quad (7)$$

где $H_{кр}$ – высота кристаллизатора, м.

Схема формируемой корочки заготовки, удерживающей ферростатическое давление P_{ϕ} , при которой

она не способна полностью удержать его приведена на рис. 3.

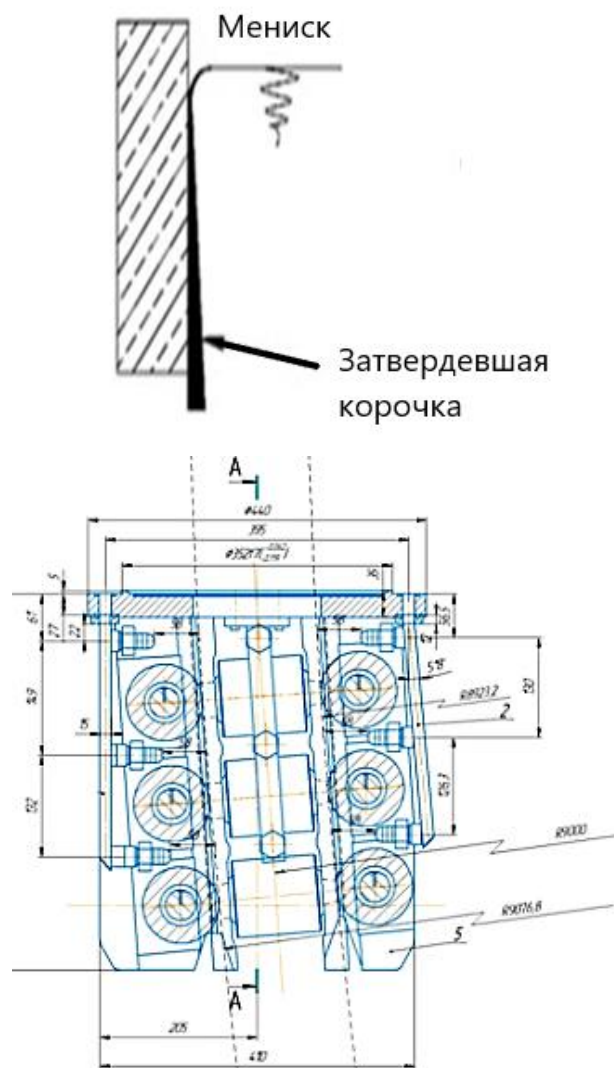


Рис. 3. Схема корочки формируемой заготовки при неполном удержании корочкой заготовки нагрузок от ферростатического давления расплава

Для снижения трения слитка о стенки кристаллизатора используется качание кристаллизатора, т.е. движение вверх-вниз по кристаллизующемуся слитку. Кроме качания для снижения трения в кристаллизаторе его стенки вместо чистой меди делают из сплава меди и серебра, а заготовки для стенок стали получают не горячей, а холодной прокаткой, что привело к увеличению твердости рабочей поверхности стенки кристаллизатора и позволило снизить не только коэффициент трения, но и повысить их износостойкость.

С целью снижения трения применяются экзотермические смеси с высокой жидкотекучестью и низкой температурой плавления, покрывающие мениск металла в кристаллизаторе и обеспечивающие защиту мениска от окисления (контакта с воздухом) и смазку

благодаря проникновению их в зазор между корочкой слитка и стенкой кристаллизатора.

В качестве смазки применяют рапсовое масло и разные порошковые смеси, подаваемые на поверхность мениска в кристаллизаторе, которые при температуре жидкой стали становятся жидкотекучими. В результате коэффициент трения слитка в кристаллизаторе f снижается от 0,5 до 0,2.

Определим среднее давление P_{cp} столба расплавленного металла (длина кристаллизатора минус 100 мм для предупреждения расплёскивания жидкого металла при качании кристаллизатора) на поверхность кристаллизатора.

Применительно к отливке сортовой заготовки сечением 150×150 мм давление $P_{ф.н}$ на нижнем срезе кристаллизатора определяется как вес столба жидкого металла G_m высотой $h_{кр} = 800$ мм, деленный на площадь сечения рабочей полости кристаллизатора. Высота кристаллизатора 900 мм, расстояние от верхнего торца кристаллизатора до мениска 100 мм.

Давление на нижнем срезе $P_{ф.н \max}$, г/см²,

$$P_{ф.н \max} = G_m / a \cdot b; \quad (8)$$

где a и b – размеры сечения кристаллизатора (15×15 см); γ – удельный вес жидкого металла, $\gamma = 7,6$ г/см³; G_m – вес столба жидкого металла, г,

$$G_m = a \cdot b \cdot H_{кр} \cdot \gamma. \quad (9)$$

После подстановки данных, получим:

$$G_m = 15 \cdot 15 \cdot 80 \cdot 7,6 = 136,8 \cdot 10^3 \text{ г};$$

$$P_{ф.н \max} = 136,8 \cdot 10^3 / 15 \cdot 15 = 608 \text{ г/см}^2.$$

Среднее (расчетное) давление на стенки кристаллизатора составит:

$$P_{cp} = P_{ф.н \max} / 2 = 304 \text{ г/см}^2. \quad (10)$$

Площадь контактирующей с жидким металлом поверхности стенок кристаллизатора определим как

$$S = (2a + 2b) \cdot H_{кр}. \quad (11)$$

После подстановки данных получим

$$S = (2 \cdot 15 + 2 \cdot 15) \cdot 80 = 4,8 \cdot 10^3 \text{ см}^2.$$

Суммарное давление на четыре стенки кристаллизатора N , г, определим как

$$N = S \cdot P_{cp}. \quad (12)$$

После подстановки данных получим

$$N = S \cdot P_{cp} = 4,8 \cdot 10^3 \cdot 304 = 1459 \cdot 10^3 \text{ г}.$$

Определим среднее давление P_{cp} столба расплавленного металла на ролики подвешенного блока сортовой МНЛЗ сечением заготовки – 150×150 мм.

Марка стали – конструкционная.

Конфигурация технологической заготовки – радиальная, разгиб заготовки в одной точке линии.

Удельный вес жидкой стали – $\gamma = 7,6$ г/см³; рас-

стояние от нижнего торца кристаллизатора до мениска жидкого металла – 800 мм (длина кристаллизатора 900 мм); жёсткостью оболочки (закристаллизовавшейся) – пренебрегаем; ролики подвешенного блока расположены на длине заготовки, где корочка еще прогибается под действием ферростатики; на расстоянии более $h = 381$ мм от нижнего торца кристаллизатора корочка заготовки уже достаточно жесткая и давление ферростатики роликам не передается, для уверенности, что ролики удержат корочку от выпучивания, их располагаем по всем четырём граням заготовки; давление на нижнем срезе кристаллизатора – $P_{н \max} = P_1 = 608$ г/см².

Давление на уровне нижнего ролика подвешенного блока P_2 , г/см²,

$$P_2 = G_2 / a \cdot b, \quad (13)$$

где G_2 – вес заготовки высотой h_2 , равной расстоянию от мениска до нижнего ролика подвешенного блока, г,

$$G_2 = a \cdot b \cdot h_2 \cdot \gamma. \quad (14)$$

После подстановки данных, получим:

$$h_2 = 80 + 38,1 = 118,1 \text{ см};$$

$$G_2 = 15 \cdot 15 \cdot 118,1 \cdot 7,6 = 202 \cdot 10^3 \text{ г};$$

$$P_2 = 202 \cdot 10^3 / 15 \cdot 15 = 898 \text{ г/см}^2.$$

Определим среднее давление на роликующую секцию:

$$P_{cp} = (P_1 + P_2) / 2; \quad (15)$$

$$P_{cp} = (608 + 898) / 2 = 753 \text{ г/см}^2 = 0,753 \text{ кг/см}^2.$$

Суммарное давление на ролики секции вторичного охлаждения высотой $h = 381$ мм:

$$N_{\text{сум.рол.}} = P_{cp} \cdot F_{б.п.}, \text{ кг}; \quad (16)$$

$$F_{б.п.} = a \cdot h, \text{ см}^2; \quad (17)$$

$$F_{б.п.} = 15 \cdot 38,1 = 571,5 \text{ см}^2;$$

$$N_{\text{сум.рол.}} = 0,753 \cdot 571,5 = 430 \text{ кг}.$$

На каждый ролик действует средняя нагрузка в 214 кг.

Для определения нагрузки от ферростатического давления, действующего на каждый ролик, необходимо воспользоваться формулой

$$P_{ф.п.} = \gamma \cdot g \cdot b \cdot t \cdot h_i,$$

где t – шаг между роликами;

h_i – расстояние по вертикали от мениска металла в кристаллизаторе до центра ролика.

Заключение

На основе анализа взаимодействия формируемой заготовки, кристаллизатора и элементов подвесной роликовой проводки представлена методика расчета усилий, действующих на стенки кристаллизатора и ролики подвесного роликового блока зоны вторичного охлаждения сортовой машины непрерывного литья заготовки.

Материалы, содержащиеся в статье, будут полезны научным и инженерно-техническим работникам, а также учащимся технических вузов металлургических специальностей и направлений подготовки.

Список литературы

1. Технологическое оборудование металлургических цехов: практикум для студентов дневной и заочной форм обучения специальности 1-42 01 01 «Металлургическое производство и материалобработка» (по направлениям) специализации 1-42 01 01-01 «Металлургическое производство и материалобработка (металлургия)», направления 1-42 01 01-01 02 «Электрометаллургия черных и цветных металлов» / авт.-сост. В.А. Жаранов, А.В. Ткаченко. Гомель: ГГТУ имени П.О. Сухого, 2017. 160 с.
2. Непрерывная разливка сортовой заготовки: монография / А.Н. Смирнов, С.В. Куберский, А.Л. Подкорытов, В.Е. Ухин, А.В. Кравченко, А.Ю. Орбачев. Донецк: Цифровая типография, 2012. 417 с.
3. Кузьминов А.Л., Кожевников А.В. Расчет и диагностика транспортирующих машин металлургических агрегатов: монография. LAP LAMBERT Academic Publishing CmbH & Co. KG, 2011. 148 с.
4. Андросенко М.В. Совершенствование подвесного блока зоны вторичного охлаждения МНЛЗ с целью повышения качества заготовки в процессе формирования: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Магнитогорск, 2021. 18 с.
5. Андросенко М.В. Оценка напряженно-деформированного состояния слитка и конструкции МНЛЗ в области подвесных роликов зоны вторичного охлаждения // *Металлург.* 2019. №4. С. 36–40.
6. Androsenko, M. Determining the quality of continuous casting from billet caster / M. Androsenko, E. Kulikova, N. Tyuteryakov, E. Reshetnikova, K. Pashenko, A. Yaroslavtsev // *E3S WEB OF CONFERENCES.* 2019. p. 01034.
7. Моделирование тепловых полей в кристаллизаторе с щелевыми каналами охлаждения / Ячиков И.М., Феоктистов Н.А., Савинов А.С., Шафиков Т.И., Михалкина И.В. // *Теория и технология металлургического производства.* №1. 2022. С. 7.

Сведения об авторах

Андросенко Мария Владимировна – кандидат технических наук, старший преподаватель кафедры проектирования и эксплуатации металлургических машин и оборудования, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: m.androsenko@magtu.ru. ORCID 0000-0002-0560-9814

Кенарь Екатерина Владимировна – кандидат технических наук, доцент кафедры механики, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: redket78@mail.ru

Тютеряков Наиль Шаукатович – кандидат технических наук, доцент кафедры проектирования и эксплуатации металлургических машин и оборудования, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: ntc.mgtu@mail.ru

Усатая Татьяна Владимировна – кандидат технических наук, доцент кафедры проектирования и эксплуатации металлургических машин и оборудования, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия.

Дерябина Любовь Викторовна – кандидат технических наук, доцент кафедры проектирования и эксплуатации металлургических машин и оборудования, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия.

ALGORITHM FOR CALCULATION OF PARAMETERS AND CONDITION OF THE BILLET FROM CONTINUOUS CASTING MACHINE

Androsenko Mariya V. – Ph.D. (Eng), Senior Lecturer, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: m.androsenko@magtu.ru. ORCID 0000-0002-0560-9814

Kenar Ekaterina V. – Ph.D. (Eng), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: redket78@mail.ru.

Tyuteryakov Nail Sh. – Ph.D. (Eng), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: ntc.mgtu@mail.ru.

Ysataya Tatyana V. – Ph.D. (Eng), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: usatayatv@gmail.com.

Deryabina Lubov V. – Ph.D. (Eng), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: savlv@mail.ru.

Abstract. The paper presents a method for calculating the forces acting on the mould plates and the foot rollers of the roller unit of the billet caster secondary cooling zone. Methodology is presented based on the analysis of interaction of the billet with the mould and the elements of the roller guide.

Key words: CCM, continuous casting, billet, ingot shell, mould, roller guide, secondary cooling zone.

Ссылка на статью:

Алгоритм расчёта и состояния формируемой заготовки на машине непрерывного литья / Андросенко М.В., Кенарь Е.В., Тютеряков Н.Ш., Усатая Т.В., Дерябина Л.В. // Теория и технология металлургического производства. 2022. №2(41). С. 26-31.

Androsenko M.V., Kenar E.V., Tyuteryakov N.Sh., Usataya T.V., Deryabina L.V. Algorithm for calculation of parameters and condition of the billet from continuous casting machine. *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2022, vol. 41, no. 2, pp. 26-31.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.771

Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Песин И.А., Кожемякина А.Е., Носов Л.В., Сверчков А.И.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛЕНТ, ОБЛАДАЮЩИХ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ И ПЛАСТИЧНОСТЬЮ

Аннотация. Одной из главных задач современной промышленности является повышение эффективности производства, а также качества выпускаемой продукции. В связи с этим необходимо разрабатывать технологии обработки металлических материалов, позволяющие получить высокий уровень механических свойств. Поэтому рассмотрен процесс асимметричной прокатки алюминиевых сплавов. Проводился анализ закономерностей процесса прокатки алюминиевых сплавов для определения рациональных параметров, которые обеспечат требуемую градиентную структуру, на основе компьютерного моделирования в программных комплексах Deform 2D/3D, Qform 2D/3D. Проверка результатов компьютерного моделирования осуществлялась на стане дуо 400 асимметричной прокатки лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилыева» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова». В качестве исходных заготовок для асимметричной прокатки были использованы образцы алюминиевого сплава Д16. Проведена сравнительная оценка результатов компьютерного моделирования и данных, полученных экспериментальным путем. Показаны преимущества асимметричного деформирования перед симметричным процессом, в том числе заключающиеся в возможности существенного снижения усилия прокатки и регулирования прочностных характеристик и технологической пластичности в зависимости от отношения скоростей рабочих валков и степени обжатия. Приведены результаты испытаний на твердость методом Бринелля.

Ключевые слова: асимметричная прокатка, алюминиевый сплав, интенсивность деформации, компьютерное моделирование, прочность, пластичность.

Введение

Процесс асимметричной тонколистовой прокатки, основанный на целенаправленно создаваемой асимметрии за счет рассогласования окружных скоростей валков, разницы диаметров, условий контактного трения, подходит для формирования градиентных структур металлических материалов, обеспечивающих одновременное повышение прочности и пластичности металлических лент [1,2].

Поэтому разработка технологических схем асимметричной прокатки металлических полос с градиентной структурой, обладающих повышенной прочностью и пластичностью, является весьма актуальной [3].

Среди деформируемых легких сплавов наибольшее распространение нашли алюминиевые сплавы, как обладающие наиболее благоприятным комплексом физико-механических свойств. Поэтому для проводимых исследований был выбран алюминиевый сплав марки Д16. По твердости и механической прочности он не уступает стали, но, в отличие от нее, обладает в 3 раза более легким удельным весом. В связи с этим он активно используется во всех областях промышленности, особенно в авиастроении, при изготовлении силовых конструктивных элементов.

Методы исследования и используемые материалы

Целью данной работы является анализ закономерностей асимметричной прокатки алюминиевых сплавов для определения рациональных параметров,

которые обеспечивают повышение прочности и пластичности. Анализ проводился с помощью моделирования процесса асимметричной прокатки в программных комплексах Deform 2D/3D, Qform 2D/3D. Показано исследование на примере асимметричной прокатки алюминиевого сплава Д16, химический состав которого подтвержден энергодисперсионным анализом: Si – 0,26 %; Fe – 0,39 %; Cu – 4,00 %; Mn – 0,55 %; Mg – 1,48 %; Cr – 0,018 %; Zn – 0,16 %; Ti – 0,043 %; Ni – 0,030 %; В – 0,0018 %; Al – 93,09 %.

Результаты исследования

При моделировании целенаправленно создаваемого процесса асимметричной тонколистовой прокатки были приняты следующие допущения: плоскодеформированное состояние металла; деформируемая среда – упрочняющаяся жесткопластическая; рабочие валки – абсолютно жесткие; изотермический процесс; закон трения – Кулона; кривые текучести были взяты из базы данных DEFORM 2D/3D.

Исходные данные для моделирования процесса: начальная толщина полосы $h_0 = 2,0$ мм; температура деформируемого металла 20°C ; радиус рабочих валков $R = 100\text{--}400$ мм; коэффициент трения $\mu = 0,05\text{--}0,4$; степень деформации (обжатие) $\varepsilon = 50\text{--}70$ %. Окружная скорость нижнего валка $V_1 = 5$ мм/с, в то время как окружную скорость верхнего валка V_2 снижали на 10–90% относительно окружной скорости нижнего валка для создания кинематической асимметрии процесса.

При асимметричной прокатке относительная разница скоростей течения металла на контакте с нижним и верхним валками определяет деформацию сдвига, которая характеризуется тангенсом угла φ (рис. 1).

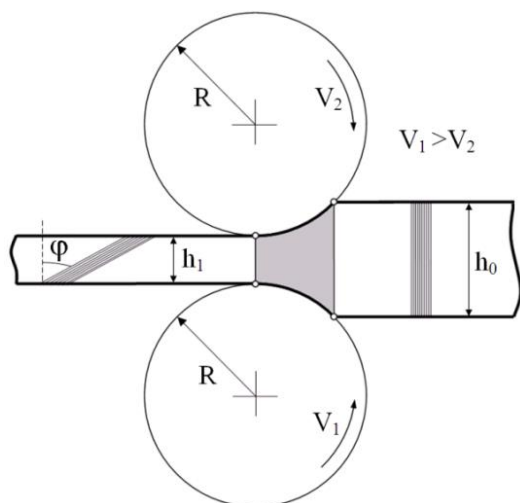


Рис. 1. Угол сдвига ϕ при асимметричной прокатке

Особенностью процесса асимметричной листовой прокатки является возможность совмещения больших деформаций сжатия и сдвига. Другими словами, при асимметричной прокатке может быть реализована схема совмещенного простого и чистого сдвига (рис. 2). Согласно этой схеме, квадрат ABCD

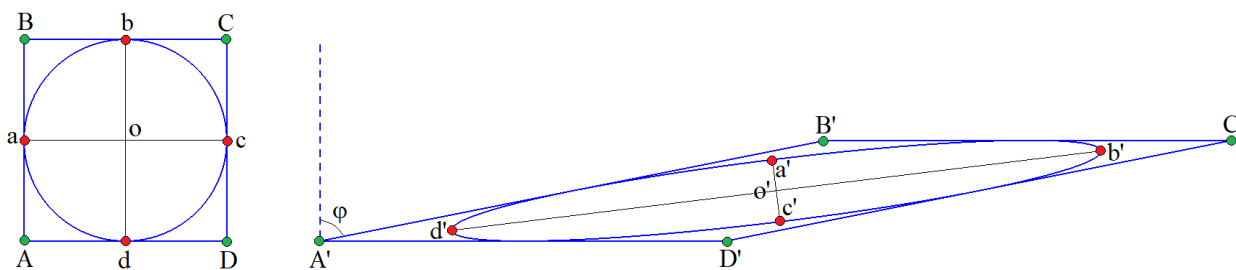


Рис. 2. Схема совмещенного простого и чистого сдвига

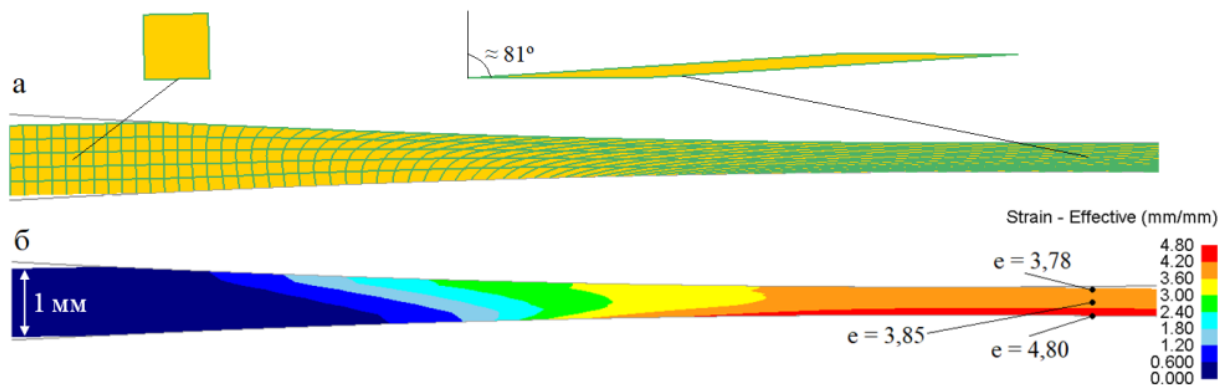


Рис. 3. Сетка Лагранжа (а) и поле интенсивности деформации (б) при асимметричной тонколистовой прокатке по схеме совмещенного простого и чистого сдвига ($D = 500$ мм, $\varepsilon = 60\%$, $\Delta V = 57\%$, $\mu = 0,4$)

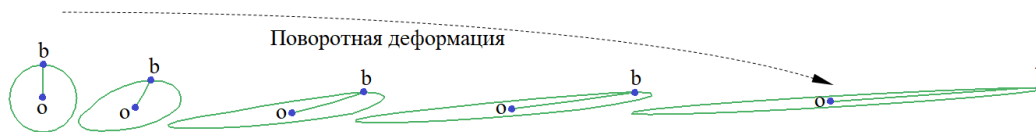


Рис. 4. Поворотная деформация при асимметричной тонколистовой прокатке по схеме совмещенного простого и чистого сдвига

трансформируется в параллелограмм $A'B'C'D'$, основание которого вытягивается, а высота укорачивается. При этом круг трансформируется в эллипс, направление осей которого непрерывно меняется, т.е. происходит их поворот, а деформация является немонотонной. Сдвиговая деформация также характеризуется углом сдвига ϕ .

Данная схема реализуется при асимметричной тонколистовой, аккумулирующей, криогенной прокатке. Предполагается, что данная схема, совмещающая простой и чистый сдвиг, будет эффективнее для получения нано и ультрамелкозернистой структуры, чем схема простого сдвига, присущая большинству методов интенсивной пластической деформации (рис. 3) [3, 7-11].

В результате поворотной деформации круг трансформируется в эллипс таким образом, что направление его осей непрерывно меняется (рис. 4). Это обеспечивает немонотонность деформации при асимметричной тонколистовой прокатке по схеме совмещенного простого и чистого сдвига [7-10].

Влияние угла сдвига на величину истинной деформации в материале заготовки при обработке различными методами показано на рис. 5.

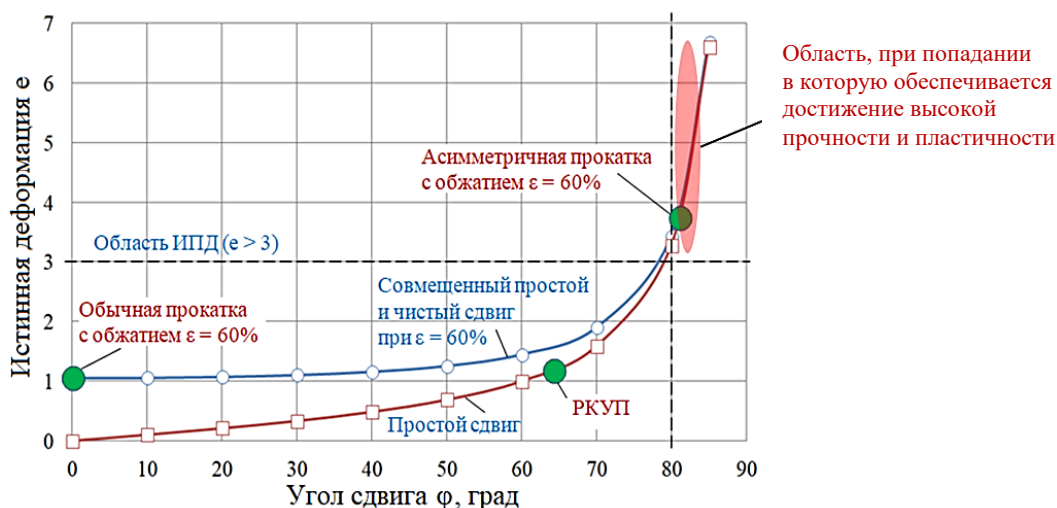


Рис. 5. Влияние угла сдвига на величину истинной деформации в материале заготовки при обработке различными методами

Анализ результатов компьютерного моделирования показал снижение силы прокатки более чем в 3,1 раза, значение не превышало ≈ 7 кН (рис. 6), увеличение момента прокатки на нижнем валке в 2,1 раза до ≈ 245 кН·мм и на верхнем в 1,5 раза до ≈ 167 кН·мм.

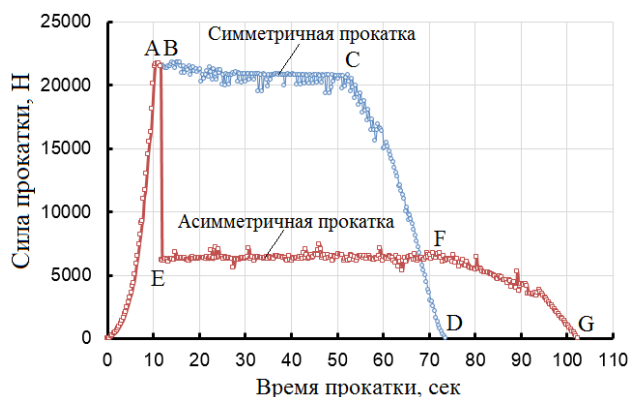


Рис. 6. Изменение силы прокатки (на 1,0 мм ширины листа) во времени при симметричной и асимметричной прокатке при $\epsilon = 75\%$ $V_1 = 1$ мм/с

Таким образом, при асимметричной тонколистовой прокатке по схеме совмещенного простого и чистого сдвига поворотная мода деформации обеспечивает немонотонность течения металла, что является одной из ключевых особенностей данного способа обработки металлов давлением [7]. Способ асимметричной прокатки имеет потенциал практического применения в производстве в качестве метода получения тонких металлических листов и полос из различных металлов и сплавов, обладающих одновременно высокой прочностью и технологической пластичностью.

На основе научного задела, сформированного коллективом лаборатории «Механика градиентных

наноматериалов им. А.П. Жилиева», спроектирован и изготовлен не имеющий аналогов в РФ стан дуо 400 с индивидуальным приводом рабочих валков для реализации процессов асимметричной прокатки с максимально допустимым усилием прокатки 2500 кН (250 тс) и крутящими моментами 2×65 кН·м, что обеспечивает возможность получения и испытания полноразмерных опытных образцов из различных металлов и сплавов [12]. В 2022 году стану дуо 400 присвоен статус уникальной научной установки.

Технические характеристики стана дуо 400 представлены в табл. 1. Габаритные размеры представлены на рис. 7. Все органы регулирования и контроля работы прокатного стана объединены на одном пульте управления с сенсорной панелью и расположены на безопасном удалении от стана. Система управления прокатным станом обеспечивает мониторинг в режиме реального времени с цифровой (количественной) индикацией параметров технологического процесса [13, 14]. На данном стане можно обрабатывать как черные (сталь), так и цветные (алюминий, медь, титан) металлы и сплавы (см. рис. 7).

В данном исследовании результаты компьютерного моделирования, выполненного в программном комплексе QForm 2D/3D, сопоставлялись с результатами, полученными экспериментальным путем. Сравнению подвергались следующие данные на примере сплава Д16:

- сила деформирования (усилие прокатки);
- внешний вид ленты после деформирования.

Рассмотрим сопоставление результатов компьютерного моделирования и проведенных экспериментов асимметричной прокатки, соответствующие максимальной степени обжатия при соотношении скоростей рабочих валков $V_1/V_2 = 2/10$.

Технические характеристики стана дуо 400

Параметр	Значение
Тип	Реверсивный дуо с индивидуальным приводом рабочих валков
Нажимное устройство	Гидравлическое
Диаметр рабочих валков	340 мм
Длина бочек рабочих валков	400 мм
Усилие прокатки (max)	2500 кН (250 тс)
Крутящие моменты (max)	2×65 кН·м
Мощность главного привода	2×75 кВт
Толщина прокатываемых листовых заготовок	от 50 мм до 0,5 мм
Прокатываемые материалы	Al, Fe, Ti, а также другие металлы и сплавы с σ_T до 1500 МПа
Реализуемые технологии	<ul style="list-style-type: none"> – симметричная прокатка; – асимметричная прокатка; – криогенная прокатка; – аккумулирующая прокатка
Общая масса оборудования	20 тонн

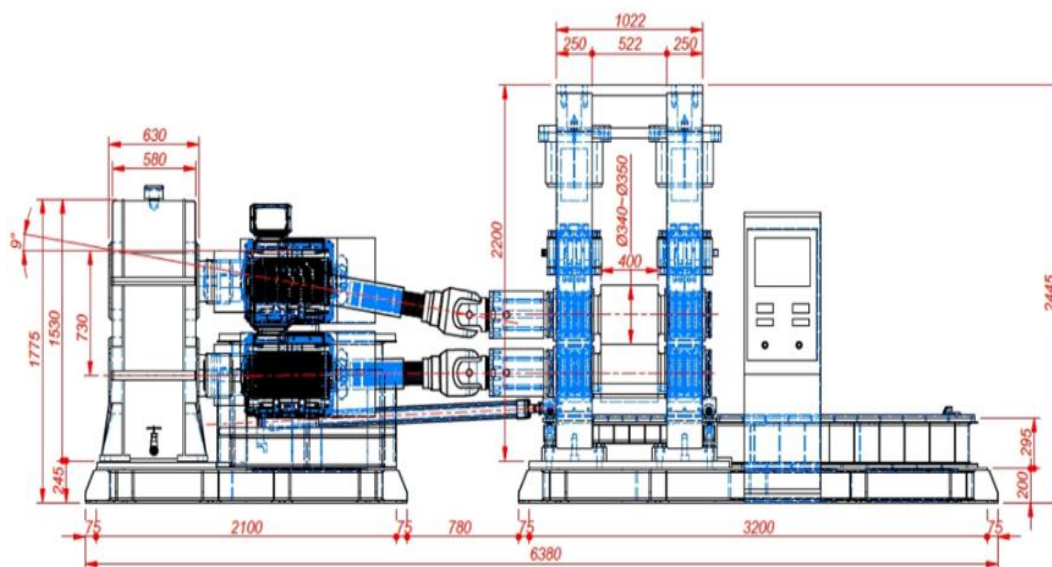


Рис. 7. Габаритные размеры стана дуо 400 с индивидуальным приводом рабочих валков

Экспериментальное значение усилия прокатки при $V_1/V_2 = 2/10$, обжатии 87 % составляет 44,66 т.

Адекватность компьютерного моделирования процесса асимметричной прокатки образцов Д16 подтверждается значениями усилия прокатки, представленными на рис. 8 и 9.

Максимальное значение усилия, полученное при моделировании процесса асимметричной прокатки в QForm – 46,51 т, максимальное значение усилия, полученное экспериментальным путем – 44,66 т (значение на 18,04 с), следовательно, погрешность моделирования составила 4,14%.

Адекватность компьютерного моделирования подтверждает формоизменение образца (рис. 10).

Таким образом, результаты компьютерного моделирования являются адекватными, что подтверждается сопоставлением усилия прокатки и внешним видом образцов, полученных при моделировании и экспериментальным путем.

Инструмент 1 Нижний валок - Усилие Z, тс

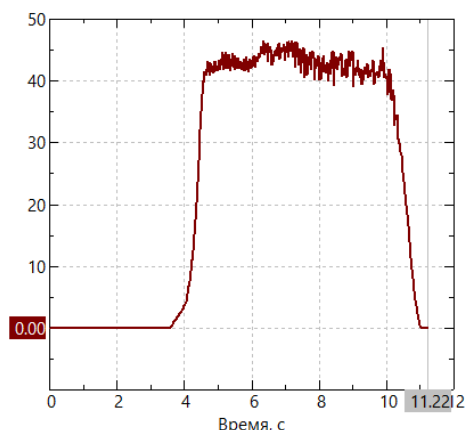


Рис. 8. Изменение силы деформирования при моделировании процесса асимметричной прокатки образца Д16 (степень обжатия 87%, $V_1/V_2 = 2/10$)

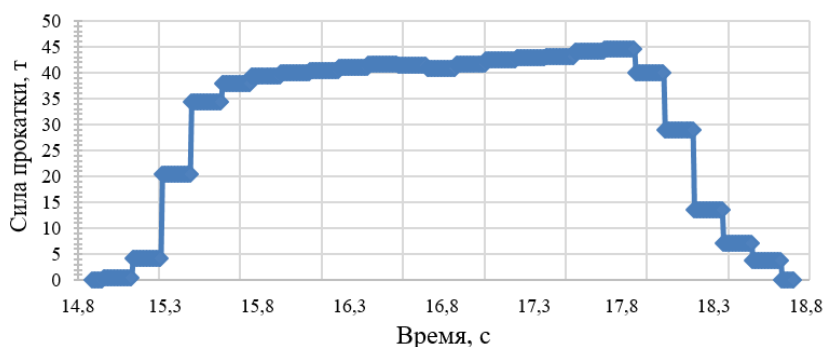


Рис. 9. Изменение силы деформирования процесса асимметричной прокатки образца Д16, полученное экспериментальным путем (степень обжатия 87 %, $V_1/V_2=2/10$)

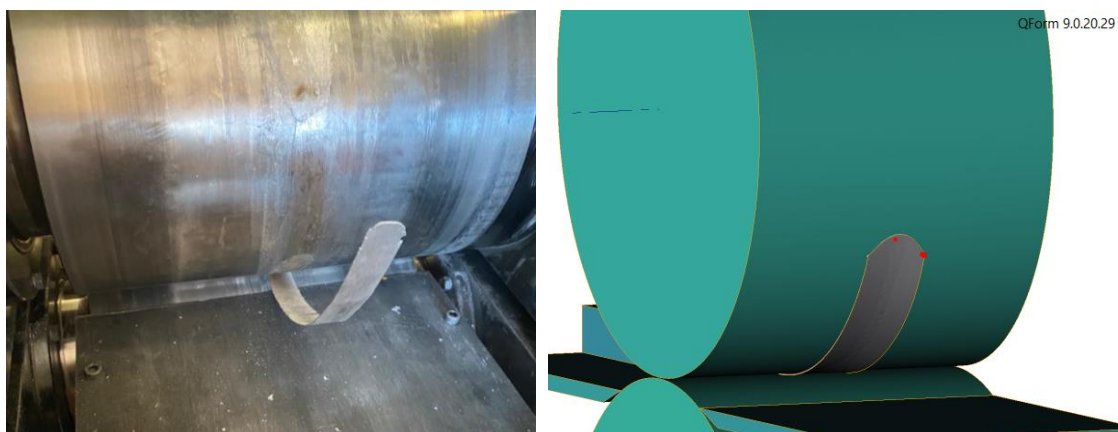


Рис. 10. Формоизменение образца Д16 при асимметричной прокатке образца Д16 (обжатие 87 %, $V_1/V_2 = 2/10$)

Листовые заготовки алюминиевого сплава Д16 толщиной 6 мм, шириной 25 мм и длиной 100 мм подвергались прокатке при комнатной температуре. Прокатку вели без смазки, на сухих валках во всех случаях.

При обычной прокатке ($V_1/V_2=1/1$) термически упрочняемого алюминиевого сплава Д16 за один проход образец разрушался при попытке деформировать его до толщины 3,1 мм (обжатие 48%) (рис. 11). Усилие прокатки при этом составило 463,8 кН. Введение асимметрии за счет увеличения рассогласования скоростей рабочих валков до $V_1/V_2 = 1/7$ приводило к увеличению обжатия до 89% (конечная толщина 0,65 мм) при прочих равных условиях.

Увеличение рассогласования скоростей рабочих валков до 5 раз ($V_1/V_2=1/5$) приводит к снижению усилия прокатки более чем в 2,6 раза (до 176,4 кН) при степени обжатия, соответствующей степени обжатия в симметричном режиме, при которой образец разрушился.

Изменение усилия прокатки в зависимости от степени обжатия образцов алюминиевого сплава Д16 при различных отношениях скоростей валков представлено на рис. 12.

Увеличение рассогласования скоростей рабочих валков до 1/2 приводит к снижению усилия прокатки. Так, при симметричном режиме усилие составило

463,8 кН при максимальной степени обжатия 48 %, в то время как при асимметричном режиме 181,4 кН при степени обжатия 58 %.

Наибольшее значение твердости 122 НВ было достигнуто в Д16 при соотношении скоростей $V_1/V_2 = 1/2$ и обжатии 47 %, наименьшее значение твердости 68 НВ было достигнуто при соотношении скоростей $V_1/V_2 = 1/7$ и обжатии 89 %.

По результатам проведенных исследований разработаны технологические регламенты асимметричной прокатки алюминиевых лент с градиентной структурой, обладающих повышенной прочностью и пластичностью, на уникальной научной установке – стане дуо 400 асимметричной прокатки лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева».

Разработанные технологические регламенты могут применяться в качестве руководства для технологически правильного выполнения работ при прокатке металлических лент различных назначений.

Исходным материалом для асимметричной прокатки алюминиевого сплава Д16 являются заготовки следующих размеров:

- толщина исходных заготовок 2,0–6,0 мм;
- ширина исходных заготовок до 300,0 мм.

Результаты проведенных экспериментов асимметричной прокатки лент из Д16 в зависимости от выбранных режимов представлены в табл. 2.



Рис. 11. Разрушенный образец Д16 после симметричной прокатки (обжатие 48 %)

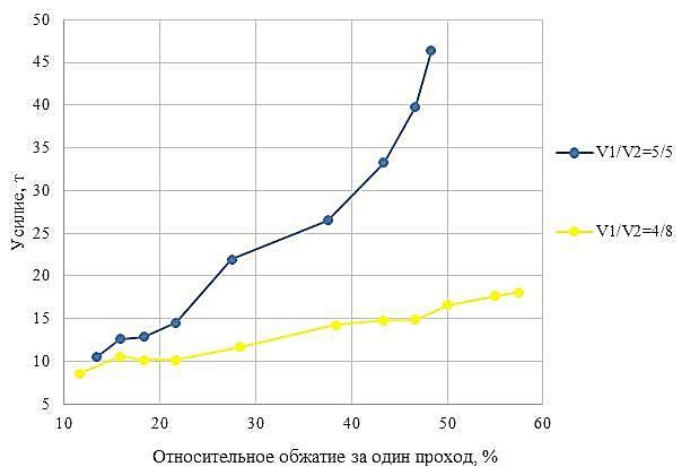


Рис. 12. Изменение силы прокатки в зависимости от степени обжатия образцов алюминиевого сплава Д16 при различных отношениях скоростей валков

Таблица 2

Параметры прокатки лент из алюминиевого сплава Д16

Номер образца	Толщина, мм		Относительное обжатие, %	Усилие, кН	Отношение скоростей валков	Твердость, НВ 5/125	Примечание
	начальная	после прокатки					
23.09.2021–9	6	3,1	48	463,8	5/5	104	Образец разрушился
23.09.2021–19 (3)	6	2,6	58	181,4	4/8	118	Образец разрушился
23.09.2021–41	6	2,0	67	215,1	3/9	86	Образец разрушился
23.09.2021–61	6	1,9	68	188,6	2/8	88	Образец разрушился
23.09.2021–93	6	0,8	87	446,6	2/10	74	Образец сохранил целостность

Увеличение отношения скоростей рабочих валков от 1 до 5 раз приводит к увеличению относительного удлинения образцов после разрыва. Так, у образцов, полученных после симметричной прокатки, относительное удлинение после разрыва снижалось до 0,78%, у образцов, полученных после асимметричной прокатки, относительное удлинение после разрыва увеличивалось до 12,34%. Для сравнения относительное удлинение исходного образца после разрыва составляло 6,19%.

При асимметричной прокатке с большим отношением скоростей рабочих валков металл сильно разогревается. При отношении скоростей валков 7,69 ($V_1/V_2 = 1,3/10$) происходит расплавление образца.

При значительных степенях обжатия (более 60%) и большой разностью скоростей рабочих валков $V_1/V_2 = 1/4$ и $V_1/V_2 = 1/5$ помимо больших сдвиговых деформаций происходит дополнительный разогрев металла, при котором начинаются термически активные процессы разупрочнения (процессы рекристаллизации), обеспечивающие повышение пластичных характеристик.

важные процессы разупрочнения (процессы рекристаллизации), обеспечивающие повышение пластичных характеристик.

Заключение

Было проведено компьютерное моделирование с использованием метода конечных элементов. Показано, что при оптимальных параметрах процесса асимметричной тонколистовой прокатки ($\epsilon = 60\%$, $\Delta V = 57\%$, $\mu = 0,4$) истинная деформация за один проход составляет 3,8–4,8 по толщине листа. Установлено, что особенностью силовых параметров процесса асимметричной прокатки является значительное снижение силы деформирования в сравнении с обычной прокаткой при прочих равных условиях.

Асимметричная тонколистовая прокатка может применяться для целенаправленного создания градиента деформации по толщине обрабатываемых металлов и сплавов с целью формирования в них градиентных микроструктур, обеспечивающих одновременное

повышение прочности и пластичности листовых полуфабрикатов [15, 16].

Экспериментальная проверка полученных результатов проводилась на стане дуо 400 асимметричной прокатки лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А.П. Жилиева» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова». Выявлены рациональные режимы асимметричного деформирования алюминиевого сплава Д16: толщина исходных образцов может варьироваться от 2,0 до 6,0 мм; ширина исходных заготовок до 300,0 мм. Показано, что, регулируя отношение скоростей рабочих валков, можно воздействовать как на усилие прокатки, так и на прочностные характеристики и технологическую пластичность лент, полученных асимметричной прокаткой.

Благодарность

Исследование проводилось в рамках реализации Постановления Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 220 (договор 075-15-2021-627 от 08.06.2021), за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-69-46042 от 20.05.2020), а также при финансовой поддержке РФФИ (в рамках научного проекта № 20-38-90097 от 03.09.2020).

Список литературы

1. Влияние особенностей формирования градиентной структуры при интенсивной пластической деформации сплавов с различными типами кристаллической решётки / Г.И. Рааб, И.С. Кодиров, Г.Н. Алешин, А.Г. Рааб, Н.К. Ценев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2019. № 17 (1). С. 64-75.
 2. Рааб Г.И. Перспективы использования методов интенсивной пластической деформации для получения высокопрочных металлических материалов в промышленных масштабах // Сборник материалов IV международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». М.: ИМЕТ РАН, 2011. С. 205-206.
 3. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Progress in Materials Science. 2006. V. 51. P. 881-981.
 4. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Сverdlik М.К. Развитие теории и технологии процесса асимметричной тонколистовой прокатки как метода интенсивной пластической деформации: монография. Магнитогорск: ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2017. 151 с.
 5. Ma C., Hou L., Zhang J., Zhuang L. Microstructures and properties of asymmetrical rolled 7050 Al alloy plate with bending behavior optimization // Mater. Sci. Eng. A. 2016. 657. P. 322-330.
 6. Kraner J., Fajfar P., Palkowski H., Kugler G., Godec M., Paulin I. Microstructure and Texture Evolution with Relation to Mechanical Properties of Compared Symmetrically and Asymmetrically Cold Rolled Aluminum Alloy // Metals . 2020. 10(2), 156. p. 1-14.
 7. Компьютерное моделирование новых методов интенсивной пластической деформации металлов и сплавов: монография / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, Р.К. Вафин, Т.В. Швеева. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2019. 146 с.
 8. Pustovoytov D., Pesin A., Tandon P. Asymmetric (Hot, Warm, Cold, Cryo) Rolling of Light Alloys: A Review // Metals 2021. 11 (956). P. 1-46.
 9. Pesin A.M. Scientific school of asymmetric rolling in Magnitogorsk // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. № 5 (45). С. 23-28.
 10. Моделирование сдвиговых деформаций в предельном случае асимметричной тонколистовой прокатки / Д.О. Пустовойтов, А.М. Песин, А.А. Перехожих, М.К. Сverdlik // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. № 1 (41). С. 65-68.
 11. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Локотунина Н.М. Оценка поврежденности металла при асимметричной тонколистовой прокатке алюминиевого сплава 5083 // Качество в обработке материалов. 2015. № 2. С. 63-67.
 12. Асимметричная прокатка листов и лент: история и перспективы развития / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, О.Д. Бирюкова, А.Е. Кожемякина // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. 2020. Т. 20. № 3. С. 81-96.
 13. Возможности стана 400 асимметричной прокатки и роботизированного комплекса KUKA 160 / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, М.П. Барышников, О.Д. Бирюкова, А.Е. Кожемякина, Л.В. Носов, Д.В. Грачев // Механическое оборудование металлургических заводов. 2021. № 1 (16). С. 9-13.
 14. Pesin, A., Pustovoytov D., Biryukova O., Kozhemyakina A., Pivovarov K. Producing brass narrow strips with an ultrafine-grained structure by asymmetric rolling // METAL 2021. 30th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, 2021. p. 306-311.
 15. Pustovoytov D., Pesin A., Biryukova O. Finite element analysis of strain gradients in aluminium alloy sheets processed by asymmetric rolling // Procedia Manufacturing. 2018. p. 129-136.
- Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Sverdlik M.K. Mathematical modeling of grain evolution with asymmetric rolling of pure aluminum and alloy 7075 // Bulletin of Magnitogorsk State Technical University. 2015. №4. P. 81-87.

Сведения об авторах

Пустовойтов Денис Олегович – кандидат технических наук, доцент кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: pustovoitov_den@mail.ru.

Песин Александр Моисеевич – доктор технических наук, профессор кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: pesin@bk.ru.

Песин Илья Александрович – кандидат технических наук, младший научный сотрудник научно-инновационного сектора, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: ilya33392@bk.ru.

Кожемякина Анна Евгеньевна – аспирант кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: kozehmiakina.a@yandex.ru.

Носов Леонид Васильевич – аспирант кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: nosov.leopold@yandex.ru.

Сверчков Алексей Игоревич – магистрант кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» г. Магнитогорск, Россия. E-mail: sverchkov.ai@mmk.ru.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DEVELOPING ASYMMETRIC ROLLING PROCESS SCHEDULES FOR METAL NARROW STRIPS, SHOWING HIGHER STRENGTH AND DUCTILITY

Pustovoitov Denis O. – PhD (Eng.), Associate Professor of the Department of Materials Processing Technologies, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: pustovoitov_den@mail.ru.

Pesin Aleksandr M. – DSc (Eng.), Professor of the Department of Materials Processing Technologies, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: pesin@bk.ru.

Pesin Ilya A. – PhD (Eng.), junior researcher of the research and innovation sector, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: ilya33392@bk.ru.

Kozehmiakina Anna E. – postgraduate student of the Department of Materials Processing Technologies, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: kozehmiakina.a@yandex.ru.

Nosov Leonid V. – postgraduate student of the Department of Materials Processing Technologies, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: nosov.leopold@yandex.ru.

Sverchkov Aleksei I. – Master’s student of the Department of Materials Processing Technologies, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: sverchkov.ai@mmk.ru.

Abstract. One of main objectives of the modern industry is to increase efficiency of production and improve the quality of products. Consequently, there is a need for developing metallic materials processing technologies to achieve a high level of mechanical properties. Therefore, the paper describes asymmetric rolling of aluminum alloys. The authors analyzed regularities of the rolling process of aluminum alloys to determine rational parameters, ensuring the required gradient structure, by applying computer modeling in Deform 2D/3D and Qform2D/3D software complexes. The computer modeling results were tested on two-high asymmetric rolling mill 400 at the Zhilyaev Mechanics of Gradient Nanomaterials Laboratory at Nosov Magnitogorsk State Technical University. Samples of aluminum alloy D16 were used as incoming workpieces for asymmetric rolling. The paper presents a comparative evaluation of the computer modeling results and experimental data. It contains advantages of asymmetric deforming over a symmetric process, including a

significant decrease in rolling force. It also describes a possibility of controlling strength characteristics and process ductility depending on a ratio between speeds of work rolls and reduction rate. The Brinell hardness testing results are given.

Keywords: asymmetric rolling, aluminum alloy, strain rate, computer modeling, strength, ductility

Ссылка на статью:

Разработка технологических схем асимметричной прокатки алюминиевых лент, обладающих повышенной прочностью и пластичностью / Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Песин И.А., Кожемякина А.Е., Носов Л.В., Свечков А.И. // Теория и технология металлургического производства. 2022. №2(41). С. 32-40.

Pustovoitov D.O., Pesin A.M., Pesin I.A., Kozhemiakina A.E., Nosov L.V., Sverchkov A.I. Developing asymmetric rolling process schedules for metal narrow strips, showing higher strength and ductility. *Teoria i tehnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2022, vol. 41, no. 2, pp. 32-40.

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 tehnicheskogo 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