

ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

№ 1 (48) 2024

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 Metallургия 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. Емельянин – 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.,
Ченстоховский технологический
университет, 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, д-р техн. наук,
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

Научный редактор:

Н.Ш. Тютерьяков – 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», 2024

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

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

Адрес редакции:

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

Адрес типографии:

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

Адрес издателя:

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

Выход в свет 28.03.2024. Заказ 70. Тираж 500 экз.
Цена свободная.

THE THEORY AND PROCESS ENGINEERING OF METALLURGICAL PRODUCTION

No. 1 (48) 2024

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”, 2024

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: TPaPEoMP@ 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 28.03.2024. Order 70. Circulation: 500.
Open price.

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ.....	4
Чувашов Д.Н., Немчинова Н.В. ПЕРЕРАБОТКА ЖЕЛЕЗОМАГНЕЗИАЛЬНОГО КОНЦЕНТРАТА РУДЫ БАКАЛЬСКОГО РУДОУПРАВЛЕНИЯ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ГРАНУЛИРОВАННОГО ЧУГУНА	4
ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО	10
Савинов А.С., Андреев С.М., Михалкина И.В., Феоктистов Н.А., Зарицкий Б.Б., Фочина К.В. ИДЕНТИФИКАЦИЯ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СТАЛЬНОМ ЦИЛИНДРИЧЕСКОМ СТЕРЖНЕ	10
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ.....	15
Женин Е.В., Шаповалов А.Н., Дёма Р.Р., Амиров Р.Н., Кудряшов А.А. СНИЖЕНИЕ ОТСОРТИРОВКИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ПО ДЕФЕКТУ «СЕТЧАТАЯ ТРЕЩИНА» В РЕЗУЛЬТАТЕ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ РАЗЛИВКИ.....	15
Лактущин А.А., Железков О.С., Макаров Б.Б., Долгушин Д.М. ДВУХОПОРНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ГИБКА СТЕРЖНЕВЫХ ЗАГОТОВОК КРУГЛОГО СЕЧЕНИЯ	24
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ	29
Петроченко Е.В., Емельюшин А.Н., Молочкова О.С., Дубровский В.К., Кулаков Б.А. ИЗНОСОСТОЙКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ.....	29

CONTENTS

METALLURGY OF BLACK, COLOR AND RARE METALS	4
Chuvashov D.N., Nemchinova N.V. PROCESSING OF IRON MAGNESIA ORE CONCENTRATE OF THE BAKAL MINE DEPARTMENT TO PRODUCE GRANULATED CAST IRON.....	4
FOUNDRY	10
Savinov A.S., Andreev S.M., Mikhalkina I.V., Feoktistov N.A., Zaritskiy B.B., Fochina K.V. IDENTIFYING THERMAL STRESSES IN A STEEL CYLINDRICAL ROD.....	10
PROCESSING OF METALS BY PRESSURE.....	15
Zhenin E.V., Shapovalov A.N., Dema R.R., Amirov R.N., Kudryashov A.A. REDUCTION OF SHEET REJECTION BY "MESH CRACK" DEFECT AS A RESULT OF IMPROVEMENT OF CASTING TECHNOLOGY	15
Laktushin A.A., Zhelezkov O.S., Makarov B.B., Dolgushin D.M. ROD BLANKS DOUBLE-SEAT PLASTIC BENDING	24
MATERIAL SCIENCE	29
Petrochenko E.V., Emelyushin A.N., Molochkova O.S., Dubrovsky V.K., Kulakov B.A. WEAR-RESISTANT MATERIALS FOR THE MANUFACTURE OF PARTS OF METALLURGICAL EQUIPMENT	29

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ

УДК 669.1

Чувашов Д.Н., Немчинова Н.В.

ПЕРЕРАБОТКА ЖЕЛЕЗОМАГНЕЗИАЛЬНОГО КОНЦЕНТРАТА РУДЫ БАКАЛЬСКОГО РУДОУПРАВЛЕНИЯ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ГРАНУЛИРОВАННОГО ЧУГУНА

Аннотация. В последние годы становится актуальной разработка способов переработки бедных и труднообогатимых железосодержащих руд ввиду истощения богатых железорудных месторождений. Цель исследований – рассмотреть возможность получения гранулированного чугуна при переработке концентрата сидеритовой руды Бакальского месторождения Южного Урала. Объектом исследований явились образцы концентрата с содержанием оксида железа ~69,6 мас.%, железа в пробах в среднем составило 48,72%. Основными соединениями в пробе концентрата являются магнетит, в незначительном количестве возможно присутствие кварца, полевого шпата, гематита, доломита, сидерита, глинистого минерала. В качестве углеродистого восстановителя использовался каменный уголь Шубаркольского месторождения (г. Караганда, Казахстан). В качестве флюсов в шихту добавляли оксиды кальция и кремния до получения легкоплавкого (с температурой плавления ~1360°C) шлака следующего состава, мас.%: CaO – 25, SiO₂ – 55, MgO – 20. Плавку окомкованной шихты проводили в лабораторной печи LHT 08/17 (Nabertherm, Германия) при начальной температуре загрузки 1200 °C и постепенным нагревом до 1400 °C с выдержкой при этой температуре в течение 5 мин. Далее температура снижалась до 1150 °C. В результате проведенных экспериментов подтвердилась возможность получения гранулированного чугуна из исследуемого концентрата, извлечение железа составило 65,9%. Рекомендовано использовать данный концентрат в качестве дополнительного компонента железосодержащей шихты для получения гранулированного чугуна.

Ключевые слова: Бакальское рудоуправление, железомagneзиальный концентрат, окатыши, флюсы, гранулированный чугун, шлак

Введение

Производство чугуна и стали занимает первое место по объемам производства во всем мире, играет важную роль в промышленном секторе экономики [1-5]. Разрабатываются новые виды марок стали более высокого качества, что обеспечивает ее более широкое использование в различных отраслях. При этом известно, что высококачественные сорта стали можно получить только при использовании руды в качестве сырья [6].

Традиционно для производства чугуна используется доменный процесс [7], однако развитие данного способа переработки железосодержащих руд и концентратов ограничивается рядом проблем: отсутствием коксующихся углей и выбросом углекислого газа в атмосферу. В связи с этим в последние годы успешно развиваются и внедряются альтернативные технологии по получению высококачественных чугуна и стали, направленные в том числе на переработку низкокачественных железосодержащих сырьевых материалов при использовании недорогих углеродистых восстановителей [8, 9].

Объект исследований

Сырьем для лабораторных исследований по получению гранулированного чугуна методом прямого восстановления явился концентрат руды ООО «Бакальское рудоуправление» (БРУ) Южного Урала, расположенного в г. Бакал Саткинского района Челябинской области. К преимуществам использования железосо-

держащего рудного сырья Бакальского месторождения относятся благоприятное географическое расположение месторождения, разведанные запасы сидеритовых руд (с низким содержанием S и P) в достаточно большом количестве. Все это способствует низким затратам на доставку сырья потребителям [10].

В работе [11] описаны результаты экспериментов по переработке сидеритовой руды БРУ без предварительного обогащения, которые показали возможность получения гранулированного чугуна прямым восстановлением, однако извлечение Fe оказалось довольно низким – лишь 38%.

В связи с этим нами были продолжены эксперименты по изучению возможности получения гранулированного чугуна из данного природного материала, но уже обогащенного – из концентрата руды БРУ.

При получении концентрата из сидеритовой руды проводились две стадии обогащения: 1 – декарбонизация и с увеличением содержания железа с 30–32 до 44–46% (за счет сокращения общей массы руды при сохранении количества железа); 2 – магнитная сепарация в полях низкой напряженности (80–95 А/м) с дальнейшим увеличением содержания железа с 44–46 до 48–49% (за счет удаления алюмосиликатной пустой породы).

Химический анализ образцов данного железосодержащего сырья на содержание железа и основных компонентов осуществляли рентгеноспектральным флуоресцентным методом (РФА) при помощи спектрометра с волновой дисперсией S8 TIGER (Bruker, Германия), результаты представлены в табл. 1.

Химический состав железомagneзиального концентрата БРУ

Наименование компонентов																
Fe ₂ O ₃	MgO	CaO	SiO ₂	MnO	Al ₂ O ₃	K ₂ O	SO ₃	Cl	TiO ₂	P ₂ O ₅	NiO	Na ₂ O	Cr	SrO	ZnO	ZrO ₂
Содержание, мас. %																
69,6	17,36	2,06	6,32	1,78	2,07	0,11	0,0933	0,02	0,21	0,07	0,0046	0,29	0,0029	0,0026	0,0046	0,002

Полуколичественный анализ, выполненный согласно ГОСТ 41-08-205-04 «Методики количественного химического анализа», относится к V категории точности. Результаты анализа получены при помощи метода QUANT EXPRESS. Общее содержание железа в пробах в среднем составило 48,72 %.

Фазовый состав пробы исследуемого материала был определен методом порошковой дифракции на рентгеновском дифрактометре ДРОН 3.0 (Россия) и расшифрован с помощью программы поиска фаз (Diffraplus, PDF-2, 2007 г). На рис. 1 приведена рентгенограмма исследуемого образца концентрата руды БРУ.

Согласно данным рентгенофазового анализа, проба концентрата руды БРУ содержит магнезиоферрит, в незначительном количестве возможно присутствие кварца, полевого шпата, гематита, доломита, сидерита, глинистого минерала.

Теоретические основы получения гранулированного чугуна

Как указывалось ранее в [11], химизм процесса металлизации железорудного сырья заключается в

превращении оксидного железа (находящегося в материале в виде Fe₂O₃, Fe₃O₄ и FeO) в элементное железо. Процесс восстановления металла из оксидов (по принципу А.А. Байкова о последовательности превращений) проходит путем ступенчатого перехода от высших оксидов к низшим по схеме: Fe₂O₃ → Fe₃O₄ → FeO → Fe [12].

При температуре 300–350°C Fe₂O₃ начинает восстанавливаться до Fe₃O₄. Далее Fe₃O₄ начинает разлагаться с поглощением тепла при температуре более 450°C с получением оксида железа (II). Реакция (с выделением тепла) взаимодействия FeO с активным восстановителем – угарным газом CO – с получением элементного железа начинается при более высоких температурах (~ 750–800°C).

Восстановитель CO образуется при взаимодействии углекислого газа, образующегося при сжигании топлива, с углеродом угля, входящего в состав окомкованной шихты, по известной реакции Будуара [13]. Также в исследуемой системе протекает реакция науглероживания металлического железа, которая приводит к образованию карбида железа (3Fe + C = Fe₃C).

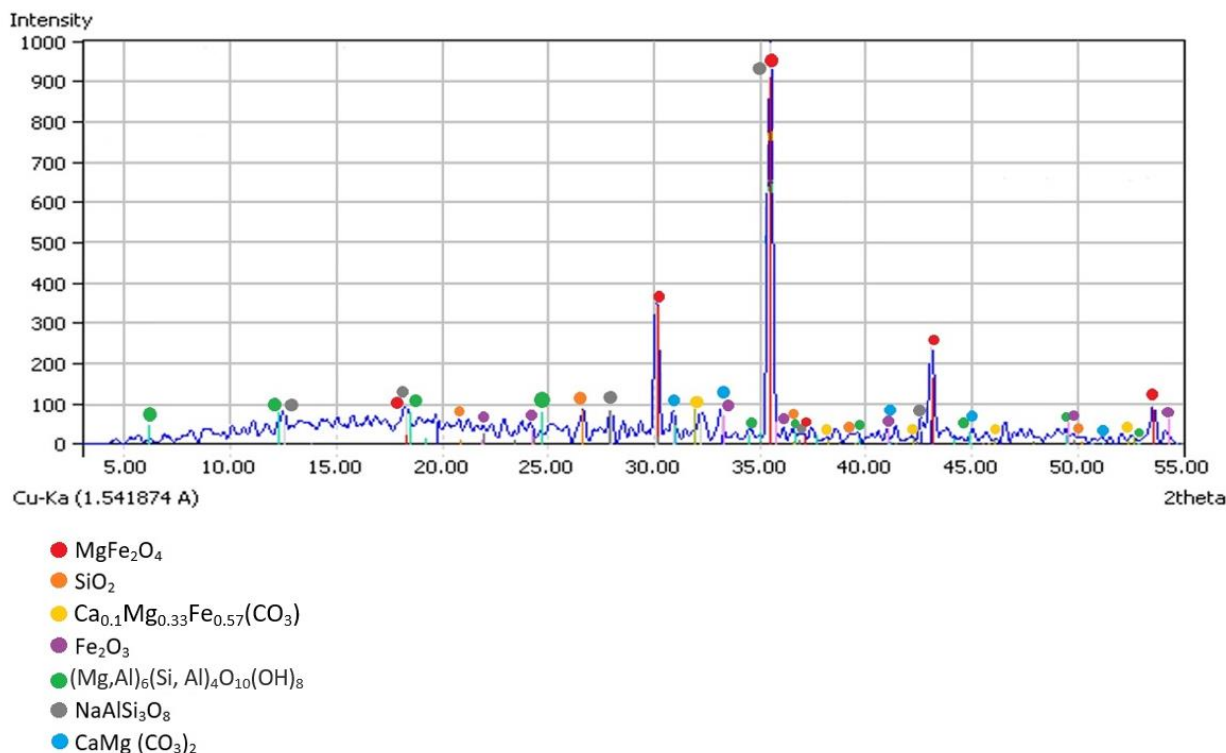


Рис. 1. Рентгенограмма образца железомagneзиального концентрата руды БРУ

Науглероженное железо имеет более низкую температуру плавления, чем чистое железо. Так, если у чистого железа температура плавления равна 1539°C, то при содержании углерода 2 и 4 мас.% эта температура снижается до 1380 и 1170°C соответственно. В результате расплавления науглероженное железо переходит в жидкое состояние, и вследствие когезии мелких частичек в более крупные образуются капли расплавленного чугуна.

Для получения чугуна и выделения его в самостоятельную фазу необходимо формировать шлак, температура плавления которого должна находиться в интервале температур 1300–1380°C. Состав шлакообразующих компонентов рассчитывается на основе системы CaO-SiO₂-MgO [14, 15].

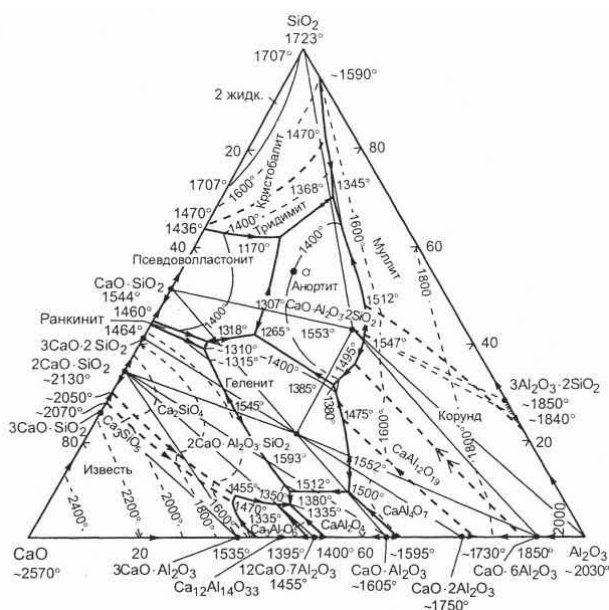


Рис. 2. Диаграмма состояния системы CaO-SiO₂-MgO

В расплавленном состоянии металл и шлак представляют собой несмешивающиеся жидкости, разделяющиеся в связи с различием в плотностях и имеющие границу раздела с разной поверхностной энергией (межфазным натяжением). При охлаждении расплав железа и шлака кристаллизуется с образованием отдельных самостоятельных фаз: шлака и чугуна. В общем виде стадии процесса получения гранулированного чугуна можно представить в виде следующей последовательности операций [11]:

Окомкованная шихта на основе концентрата руды БРУ →

Плавка с восстановлением железа и выделением CO₂ (300–1200°C) →

Расплавление железа (1200–1300°C),

Расплавление шлака (1350–1400°C), формирование металлической и шлаковой фаз →

Разделение фаз (1400°C) →

Охлаждение и разделение фаз на чугун и шлак (1150–800°C)

Лабораторные эксперименты по получению гранулированного чугуна из концентрата руды БРУ

В качестве углеродистого восстановителя в экспериментах по восстановлению железа из концентрата руды БРУ использовали каменный уголь Шубаркольского месторождения (г. Караганда, Казахстан) [16], крупность частиц которого не превышала 0,25 мм. Согласно данным проведенного технического анализа, данный углеродный материал имеет в своем составе 1,7% золы, что является очень хорошим показателем с точки зрения получения в последующем товарного продукта (гранулированного чугуна). Химический состав золы каменного угля Шубаркольского месторождения следующий, мас.% [11]: SiO₂ – 56,374, Fe₂O₃ – 5,8, Al₂O₃ – 25,3, CaO – 10,7, TiO₂ – 0,62, NiO – 0,022, MnO – 0,094, V₂O₅ – 0,014, P₂O₅ – 1,05, CuO – 0,026. Влажность угля составляет 14,5%, а количество летучих – 43,5%. По данным элементного анализа данный углеродный материал содержит, мас.%: углерода – 54,1, водорода – 10,86, кислорода – 31,63, азота – 3,01, серы – 0,4.

Железomagнезиальный концентрат БРУ содержит большое количество MgO в своем составе, в пересчете на шлакообразующую часть концентрата содержание которого составляет 60%. Для получения шлака с температурой плавления в требующем для технологии интервале температур (1300–1380°C) следует снизить содержание MgO в шлакообразующей части до 20% путем добавления флюсов (CaO и SiO₂), что увеличивает количество образующегося шлака. В качестве флюсов в шихте для образования шлака в наших экспериментах использовали магнезит и химические реагенты марки «Ч»: оксиды кальция и кремния. Количество вводимых в шихту флюсов рассчитывали таким образом, чтобы сформировать легкоплавкий шлак с температурой плавления ~ 1360°C и примерным составом, мас.%: CaO – 25, SiO₂ – 55 MgO – 20 (см. рис. 2).

Для проведения экспериментов необходимо использовать окомкованную шихту. В качестве связующего применяли карбоксилметилцеллюлозу (КМЦ).

Методика лабораторных исследований заключалась в отработке технологии углетермического восстановления железа из железосодержащего сырья с получением гранулированного чугуна и шлака.

Взвешивание компонентов шихты и продуктов плавки проводилось на лабораторных весах DL-200 («AND», Япония) с точностью измерения 0,001 г. Навески компонентов шихты высыпались в фарфоровую ступку и перемешивались до однородного состояния; после добавления воды формировались окатыши массой 10–15 г, которые сушились при температуре 200°C в течение 30 мин в лабораторной муфельной электропечи ЭКПС 10 (ОАО «Смоленское СКТБ СПУ», Россия).

Высокотемпературную обработку окатышей

осуществляли в высокотемпературной печи ЛНТ 08/17 («Nabertherm», Германия). Управление лабораторной печью ЛНТ 08/17 осуществлялось с помощью электронного блока управления, который позволяет установить программу термообработки – задать температуру, продолжительность и скорость нагрева. Широкий спектр возможностей регулирования печи обеспечивает высокую точность воспроизводства режима пирометаллургического процесса.

В корундовый тигель объемом ~55 мл помещали 20–30 г восстановителя, на поверхность которого помещался подготовленный окатыш из концентрата руды БРУ. Тигель загружали в печь при температуре 1200°C, далее температура повышалась в течение 10 мин до 1350°C и далее также в течение 10 мин до 1400°C (с выдержкой в течение 5 мин при данной температуре). На 25-й минуте температуру снижали до 1150°C. Далее тигель с продуктами плавки (грану-

лированным чугуном и шлаком) извлекали из печи и охлаждали (в емкости с водой). Результаты плавки приведены в табл. 2.

Шлак анализировали на содержание основных компонентов методом РФА, пробы чугуна исследовали на содержание в нем железа и основных примесей на рентгеноспектральном микроанализаторе САМЕВАХ SX50 (Самеса, Франция).

В результате экспериментов получен шлак и гранулы чугуна визуальное хорошего качества (рис. 3), при охлаждении в воде чугун отделяется от шлака. Образующийся шлак – черного цвета, стекловидный. В ходе опытов установлено, что большой объем шлакообразующей части в шихте оказывает негативное влияние на извлечение железа в чугун. В среднем извлечение железа составило 65,9%, а соотношение чугуна/шлак составило ~25/75. Состав получаемого чугуна представлен в табл. 3.

Таблица 2

Результаты экспериментов по плавке шихты из концентрата руды БРУ

Номер опыта	Содержание в шихте, %						Масса, г			Извлечение Fe в чугун, %
	Концентрат руды БРУ	Уголь	CaO	SiO ₂	КМЦ	Вода	Вес окатыша после сушки	Чугун	Шлак	
1	6,699	2,133	1,314	2,776	0,1	4,5	14,301	2,519	6,519	72,62
2	6,699	2,133	1,314	2,776	0,1	4,5	15,03	2,228	6,291	63,12
3	6,699	2,133	1,314	2,776	0,1	4,5	14,994	2,322	6,325	65,84
4	6,699	2,133	1,314	2,776	0,1	4,5	15,03	2,188	6,391	61,99



Рис. 3. Продукты плавки шихты из концентрата руды БРУ

Таблица 3

Химический состав гранулированного чугуна, полученного при переработке шихты на основе железосодержащего концентрата руды БРУ

Элементы	Fe	C	Si	S	Mn	Ni
Содержание, мас.%	96,78	2,93	0,13	0,08	0,05	0,03

Заключение

Проведены эксперименты по переработке железомагнезиального концентрата (с содержанием железа 48,72%) руды Бакальского месторождения, при которых подтвердилось получение гранулированного чугуна.

Концентрат руды БРУ содержит в своем составе большое количество MgO, который негативно влияет на процесс получения гранулированного чугуна. Это связано с тем, что при большом количестве MgO температура плавления шлака резко возрастает в шлакообразующей части шихты. Требованием технологии получения гранулированного чугуна является получение относительно легкоплавкого шлака с температурой плавления 1300–1380°C. Вследствие этого в шихту необходимо добавлять большое количество флюсов, что, в свою очередь, приводит к образованию значительного количества шлака. В продуктах плавки соотношение чугун/шлак составило ~25/75. Вместе с тем проведенные опыты показали, что извлечение железа в конечный продукт составило 65,9%, что выше на ~28% при переработке руды БРУ по аналогичному методу [10]. Данные характеристики говорят о невысокой эффективности переработки концентрата руды БРУ с получением гранулированного чугуна при его использовании в качестве единственного железосодержащего сырья в шихте. Кроме того, обогащение данного материала с целью снижения оксида магния в его составе невозможно традиционными методами обогащения, поскольку железо в основном находится в виде магнезиоферрита, который относится к шпинелям и является прочным химическим соединением, что и затрудняет его разделение на силикатную и железооксидную составляющие.

В связи с этим рекомендовано использовать концентрат руды БРУ в качестве компонента шихты при необходимости вовлечения данного сырьевого материала в переработку.

Список источников

1. Backman J., Kyllönen V., Helaakoski H. Methods and Tools of Improving Steel Manufacturing Processes: Current State and Future Methods // IFAC PapersOnLine. 2019. Vol. 52. Issue 13. P. 1174–1179. <https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2019.11.355>.
2. Каскин К.К. Жидкофазные процессы прямого получения чугуна и стали // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. № 4. С. 18–21.
3. Ботников С.А. Новый подход к разработке эффективной технологии производства стали с низким содержанием неметаллических включений // Черные металлы. 2023. № 7. С. 22–29. <https://doi.org/10.17580/chm.2023.07.02>.
4. Birat J.-P. Steel cleanliness and environmental metallurgy // Metallurgical Research and Technology. 2016. Vol. 113. No. 2. 201.
5. Nielsen H. Technology and scale changes: The steel industry of a planned economy in a comparative perspective // Economic History of Developing Regions. 2018. Vol. 33. Issue 2. P. 90–122. <https://doi.org/10.1080/20780389.2018.1432353>.
6. Дорофеев Г.А., Зинягин Г.А., Макаров А.Н. Производство стали на основе железа прямого восстановления: монография. Старый Оскол: ООО «Тонкие наукоемкие технологии», 2021. 324 с.
7. Металлургия чугуна: учебник для вузов / Е.Ф. Вегман, Н.Ф. Жеребин, А.Н. Похвиснев, Ю.С. Юсфин, И.Ф. Курунов, А.Е. Пареньков, П.И. Черноусов. М.: Академкнига, 2004. 774 с.
8. Улучшение эколого-экономических параметров технологий литейного производства на основе использования рентгеновской вычислительной томографии / В.Н. Самочкин, В.И. Барахов, Л.А. Васин, В.А. Курский // Известия ТулГУ. Науки о земле. 2018. № 4. С. 33–41.
9. Леонтьев Л.И., Колпаков С.В., Селиванов Е.Н. Современные проблемы металлургии России и Урала // Недвижимость и инвестиции. Правовое регулирование. 2007. № 3–4(32–33). С. 1–6.
10. Панишев Н.В., Бигеев В.А., Дудчук И.А. Опыт проблемы и перспективы переработки шпатовых железняков Бакальского месторождения // Теория и технология металлургического производства. 2017. № 1(20). С. 7–15.
11. О возможности переработки сидеритовых руд месторождения Южного Урала с получением гранулированного чугуна / Д.Н. Чувашов, Н.В. Немчинова, В.Е. Черных, А.А. Тютрин // Теория и технология металлургического производства. 2022. № 3(42). С. 31–38.
12. Рощин В.Е., Рощин А.В. Физика пирометаллургических процессов. М: Инфа-Инженерия, 2021. 301 с.
13. Теория металлургических процессов: учебник / Г.Г. Минеев, Т.С. Минеева, И.А. Жучков, Е.В. Зелинская. Иркутск: Изд-во Иркутского гос. техн. ун-та, 2010. 522 с.
14. Бобкова Н.М. Физическая химия тугоплавких неметаллических и силикатных материалов. Минск: Вышэйш. шк., 2007. 301 с.
15. Диаграммы состояния силикатных систем. Справочник. Выпуск третий. Тройные силикатные системы / Н.А. Торопов, В.П. Барзаковский, В.В. Ланин, Н.Н. Курцева, А.И. Бойкова; под ред. В.П. Барзаковского. Л.: Наука. Ленингр. отд., 1972. 448 с.
16. Анализ возможного использования углей месторождения Шубарколь при выплавке технического кремния / А.А. Сафонов, А.Д. Маусымбаева, В.С. Портнов, В.И. Парафилов, С.В. Коробко // Уголь. 2019. № 2(1115). С. 68–72.

Сведения об авторах

Чувашов Дмитрий Николаевич – аспирант кафедры металлургии цветных металлов, ФГБОУ ВО «Иркутский национальный исследовательский технический университет», Иркутск, Россия. E-mail: dimachuvashov@list.ru

Немчинова Нина Владимировна – доктор технических наук, профессор, заведующая кафедрой металлургии цветных металлов, ФГБОУ ВО «Иркутский национальный исследовательский технический университет», Иркутск, Россия. E-mail: ninavn@yandex.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0001-9895-1709>

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

PROCESSING OF IRON MAGNESIA ORE CONCENTRATE OF THE BAKAL MINE DEPARTMENT TO PRODUCE GRANULATED CAST IRON

Chuvashov Dmitrii N. – post-graduate student of the Department of Non-Ferrous Metallurgy, Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia. E-mail: dimachuvashov@list.ru

Nemchinova Nina V. – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Non-ferrous Metallurgy, Irkutsk National Research Technical University, Irkutsk, Russia. E-mail: ninavn@yandex.ru. ORCID: <http://orcid.org/0000-0001-9895-1709>

Abstract. In recent years, the development of methods for processing poor and difficult-to-process iron ores has become important due to the depletion of rich iron ore deposits. The purpose of the research is to consider the possibility of obtaining direct reduced iron (granulated cast iron) by processing the siderite ore concentrate of LLC Bakalskoe Mining Administration of the Southern Urals (Bakal, Chelyabinsk region). The object of research was samples of concentrate containing iron oxide ~69.6% wt.; iron in the samples averaged 48.72%. The main compounds in the concentrate sample are magnesioferrite; in small quantities, quartz, feldspar, hematite, dolomite, siderite, and clay mineral may be present. Coal from the Shubarkol deposit (Karaganda, Kazakhstan) with a particle size of 0.25 mm was used as a carbonaceous reducing agent. Calcium and silicon oxides were added to the charge as fluxes to obtain a low-melting slag (with a melting point of ~1360 °C) of the following composition, wt. %: 25 CaO, 55 SiO₂, 20 MgO. Melting of the pelletized charge was carried out in a laboratory furnace LHT 08/17 (Nabertherm, Germany), at an initial charging temperature of 1200°C, followed by gradual (within 10 min) heating to 1350 °C. Next, the crucible with the charge was also gradually heated to 1400°C and held at this temperature for 5 minutes. Then the temperature decreased to 1150 °C. As a result of the experiments, the possibility of obtaining granulated cast iron from the studied concentrate was confirmed; iron extraction was 65.9%. It is recommended to use this concentrate as an additional component of an iron-containing charge to produce granulated cast iron.

Keywords: Bakal Mining Administration, ferromagnesian concentrate, pellets, flux, granular pig iron, slag.

Ссылка на статью:

Чувашов Д.Н., Немчинова Н.В. Переработка железомagneзиального концентрата руды бакальского рудоуправления с целью получения гранулированного чугуна // Теория и технология металлургического производства. 2024. №1(48). С. 4-9.
Chuvashov D.N., Nemchinova N.V. Processing of iron magnesia ore concentrate of the bakal mine department to produce granulated cast iron. *Teoria i tecnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2024, vol. 48, no. 1, pp. 4-9.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 675.92.027

Savinov A.S., Andreev S.M., Mikhalkina I.V., Feoktistov N.A., Zaritskiy B.B., Fochina K.V.

IDENTIFYING THERMAL STRESSES IN A STEEL CYLINDRICAL ROD

Abstract. The paper studies longitudinal strains occurring along the height of a cylindrical object as a result of the temperature difference along the cylinder radius. The authors identified mathematical relations ensuring calculations of normal, tangential, and equivalent stresses. Such procedure may be applied to determine a stress state of cylinders 0.1 and 0.05 m in radius, when heating up to 400°C. It is showed that changes in a cylinder radius, maintaining the same heating conditions, result in decreasing maximum tension stresses from 4.59 MPa to 2.39 MPa, and compressive stresses from 4.31 MPa to 2.25 MPa. The authors determined principal stresses along a cylindrical rod radius during heating.

Keywords: temperature field, cylindrical object, thermal stress state, principal stresses, temperature strains, strength condition.

Introduction

Metallurgical processes are accompanied by changes in temperature of operating units and parts of equipment. This entails significant thermal stresses resulting in breakdowns of machines and lines in various fields of metallurgy [1-6]. At present, due to development of computer systems it is possible to make a rather correct prediction for a thermal stress state of metallurgical facilities, which can be used to analyze and predict critical states of units and mechanical parts, as well as products in the course of their manufacturing, for example, heat treatment [7, 8].

This type of processing is relevant in the rolling mills production. Heat treatment takes one third part of the roll production cost.

This technological operation determines the main rolls working characteristics, which will be achieved during operation in rolling mills, their durability and reliability. An incorrect heat treatment mode can lead to roll breakage even before it is put into operation, up to rolls destruction in a thermal furnace. Excessively long heat treatment regimes lead to excessive consumption of energy, a decrease in shop productivity and, as a result, an increase in the cost of production of working tools (rolls) for rolling mills.

Prediction of changes in the stress-strain of roll state in the course of heat treatment and the probability of its destruction in a thermal furnace will allow to assess the designated mode suitability. It leads to increased production efficiency along with reduced production costs.

Theory, materials and methods of research, technical and technological development

Let us calculate changes in a stress state, when heating a cylindrical rod in elastic deformation. Let us make calculations of temperature strains in the St3 steel cylindrical rod. Computation time is 200 s, cylinder radius is

0.1 m, the system was broken into 50 layers with the thickness of $\delta = 0.001$ m, time increment is 0.1 s, thermal conductivity $\lambda = 50$ W/°C, heat capacity $c = 502$ J/kg·°C, density of the object under study $\rho = 7820$ kg/m³, Young's modulus $E = 2 \cdot 10^5$ MPa, coefficient of thermal expansion $\alpha = 1.5 \cdot 10^{-6}$ °C⁻¹, Poisson's ratio $\mu = 0.25$. Initial temperature of the cylinder $T_0 = 20$ °C, ambient temperature $T_{amb} = 400$ °C.

Using calculation methods, we determine temperature strains of the St3 steel cylinder. The methods are adapted to cylindrical rod heating conditions. Let us calculate changes of the temperature field in time [9, 10]. The result of the cylinder heating calculation is given in Fig. 1, a. Calculated values of temperature along the cylinder radius were used to determine occurring temperature strains (Fig. 1, b). The figure shows that the highest stretching strain is in the center of the heated object, and the surface is exposed to compression of peripheral layers of the cylinder.

The analysis of the distribution of normal stresses σ_{therm} σ_2 the cylinder radius (Fig. 2, a) shows that the stress state changes from compression stresses on the surface of the object to tension stresses, whose maximum values are found in the center of the object under study. In fact, the object surface, exposed to heating, incurs compression stresses due to its contact with colder layers inside the object under study. Besides, according to Fig. 1, a, the lowest temperature is found in the cylinder center, which contacts more heated layers and is exposed to maximum tension stresses, as shown in Fig. 2, a.

Studies of the changes of normal stresses along the cylinder radius showed that there was a point when tension fibers transferred to compressed ones (a point of intercept with the X-axis) in Fig. 3. In these points there is only pure shear. Later fibers with pure shear shift to the cylinder center.

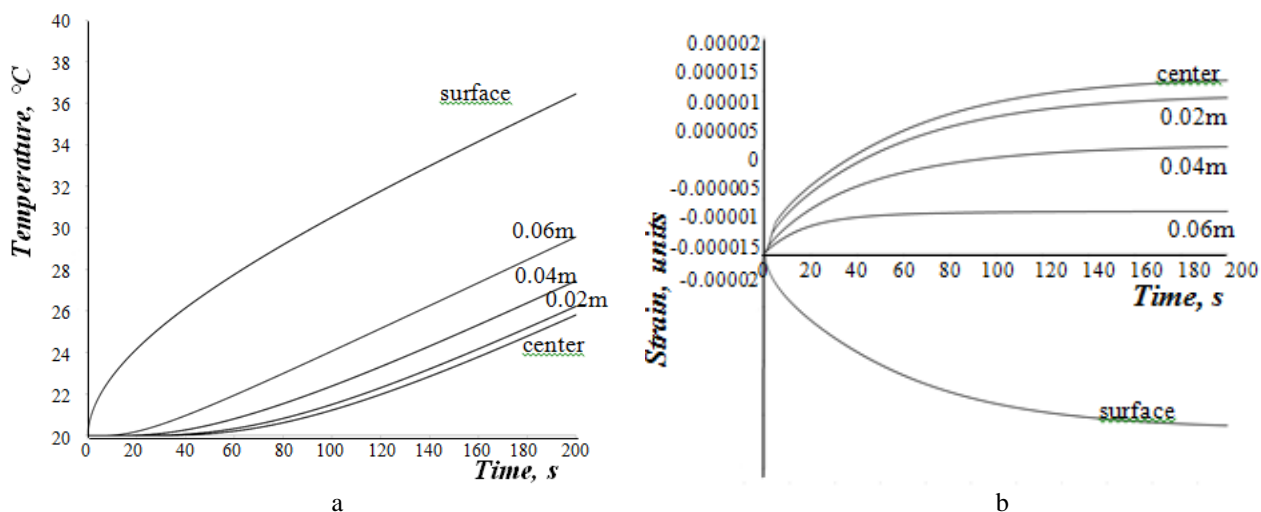


Fig. 1. Dependence of values in time on the layer thickness for the cylinder 0.1 m in radius:
 a – dependence of temperature; b – dependence of the strain value

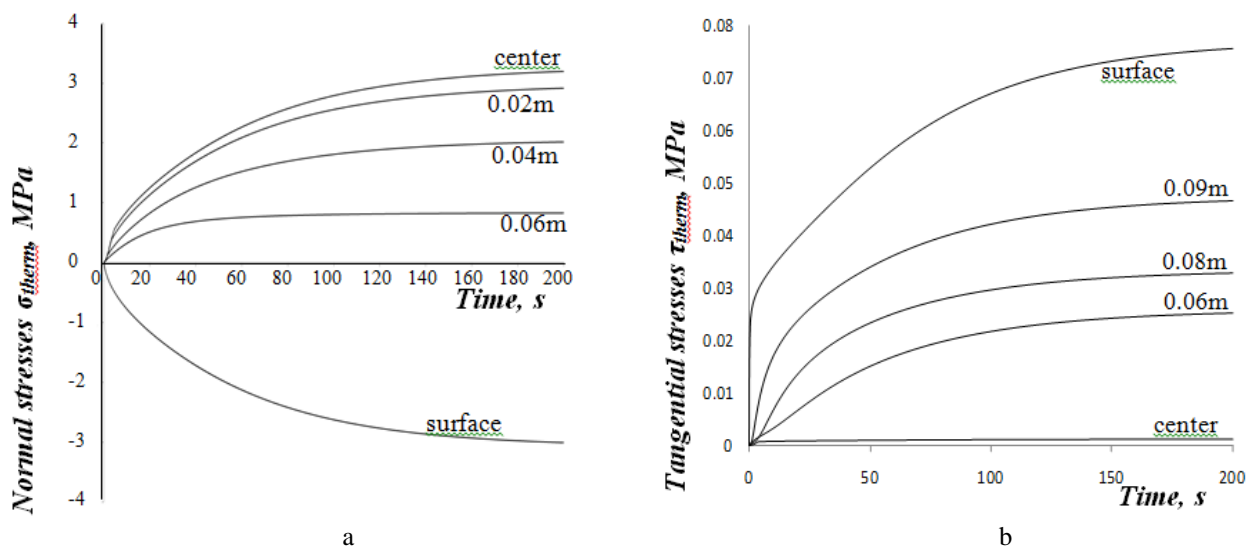


Fig. 2. Dependence of stresses in time on the layer thickness for the cylinder 0.1 m in radius:
 a – normal stresses σ_{therm} ; b – tangential stresses τ_{therm}

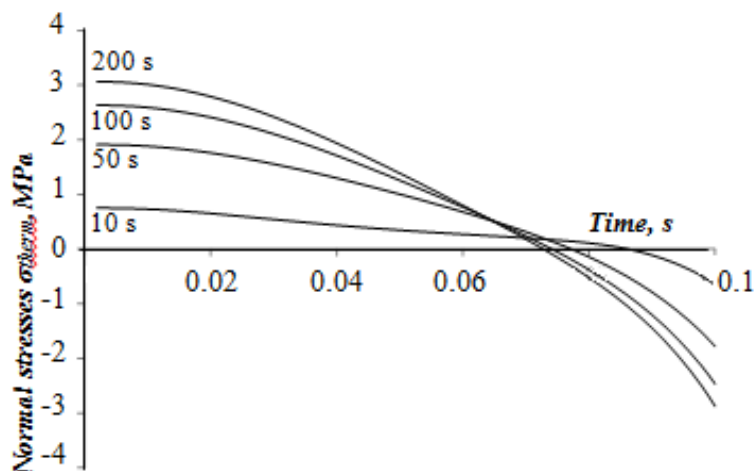


Fig. 3. Distribution of stresses in time along a cylinder rod radius of 0.1 m

The above figure of the stress distribution in longitudinal strains allowed us to determine principal stresses σ_1 , σ_2 , arising at the temperature difference along the cylinder radius (Fig. 2, a, b). The calculations were made by solving the following equations:

$$\sigma_1 = \sigma_{therm} + \frac{\sqrt{\sigma_{therm}^2 + \tau_{therm}^2}}{2}, \quad (1)$$

$$\sigma_2 = \sigma_{therm} - \frac{\sqrt{\sigma_{therm}^2 + \tau_{therm}^2}}{2}. \quad (2)$$

As it is seen from Fig. 4, σ_1 is significantly higher than σ_2 , corresponding with existing representations about a stress state of the cylinder wall. However, the analysis of the change of the stress state in fibers under study indicates concordance of signs of principal stresses. This means that the center of the object, fibers on radii of 0.02 and 0.04 are exposed to uniform tension. To find out how the geometrical parameters (the cylinder radius) influence the stress and strain state, we calculated principal

stresses σ_1 , σ_2 of the St3 steel cylinder rod 0.05 m in radius. The results are given in Fig. 4.

The above figure shows that a growth rate of the stress state slightly changes with changes of the radius; however, principal stresses stop growing earlier, about 40 s. The reason is the quicker heating of the object, and, consequently, less difference of temperature around the cylinder radius. This entails a significant drop of occurring maximum tension stresses from 4.59 MPa to 2.39 MPa and compressive stresses from 4.31 MPa to 2.25 MPa, which are relevant to physics of a thermal stress state of the object.

The obtained values of principal stresses may be used to assess the strength of products. As St3 steel grade is considered to be a ductile material, to generalize the stresses, we apply the fourth theory of strength [11] (the Huber-Mises criterion), which will be presented for the flat stress state studied in the paper as follows:

$$\sigma_{eq}^{IV} = \sqrt{\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_2 + \sigma_2^2} \leq [\sigma]. \quad (3)$$

Values of equivalent stresses at $t = 200$ s calculated by the above equation are given in Fig. 5

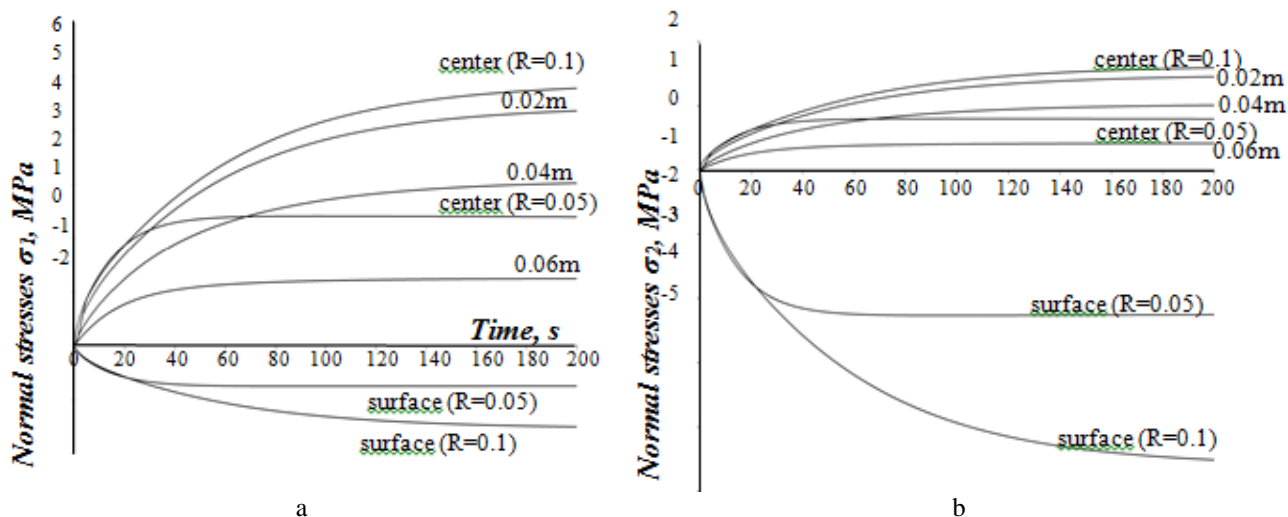


Fig.4. Distribution of principal stresses in time along the layer thickness for cylinders 0.1 m and 0.05 m in radius

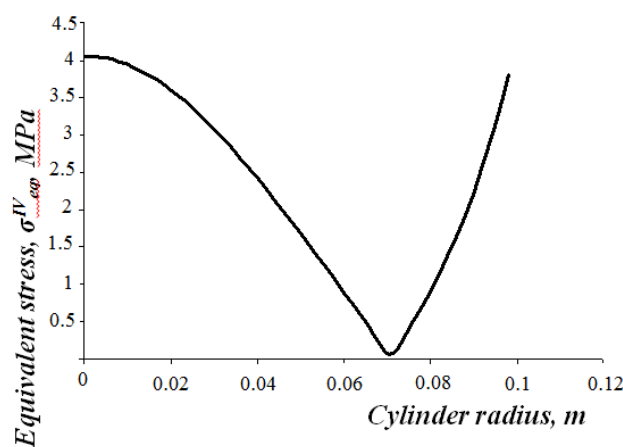


Fig. 5. Distribution of equivalent stress σ_{eq}^{IV} along the cylinder radius

Regarding ductile materials, a dangerous state arises in case of exceeding yield stress at compression strain, as well as tensile deformation, as shown in Fig. 5. The extremum of the function is located in an area of a neutral fiber, transferring from tensile fibers to compressed ones (Fig. 5). Having compared by equation (3) the calculated values of σ_{eq}^{IV} with allowable stresses [12], it is possible to assess strength of the cylindrical rod under study.

Summary

Thus, the research performed allows us to simulate the stress state as a result of longitudinal strains occurring during the temperature difference along a radius of cylindrical objects. The obtained solution is used to compare the current stress state with the critical state to assess the strength of materials. At a stage of designing the heat treatment process cycle this ensures revealing critical thermal strains and stresses, entailing breakdowns of the object wall, and, consequently, providing the possibility to control the stress and strain state to prevent discontinuity of the material.

References

- Roy T.K., Bhattacharya B., Ghosh C., Ajmani S.K. Advanced high strength steel, Springer Nature Singapore Pte Ltd, New York, 2018.
- Hetnarski R.B. Encyclopedia of thermal stresses. Springer Dordrecht Heidelberg, New York, 2014. DOI <https://doi.org/10.1007/978-94-007-2739-7>
- Hetnarski R.B., Jozef Ignaczak. The Mathematical Theory of Elasticity. Springer, New York, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781439828892>
- Jabbari M., Sohrabpour S., Eslami M.R. Mechanical and thermal stresses in a functionally graded hollow cylinder due to radially symmetric loads. International Journal of Pressure Vessels and Piping 79 (7), 2002, pp. 493-497.
- Hathout I., Callery K., Trac Jessica, Hathout T. Impact of Thermal Stresses on the End of Life of Overhead Transmission Conductors. IEEE, IEEE Power & Energy Society General Meeting (PESGM), 2018. DOI: 10.1109/PESGM.2018.8586574
- Bahaloo H., Nayeb-Hashemi H. Stress analysis and thermoelastic instability of an annular functionally graded rotating disk. Journal of Thermal Stresses. 45 (1), 2022. DOI: <https://doi.org/10.1080/01495739.2021.2013748>
- Hetnarski R.B., Eslami M.R. Thermal stresses – advanced theory and applications. Springer, New York, 2009. DOI: https://doi.org/10.1007/978-94-007-2739-7_977
- Fonstein N. Advanced high strength sheet steels. Springer, New York, 2015. DOI: [10.1007/978-3-319-19165-2](https://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2)
- Kolokoltsev V.M., Savinov A.S., Tuboltseva A.S. Prediction of temperature fields in the system “casting and a damp sandy-argillaceous mold”. Solid State Phenomena, 284 (2018), pp. 640-646. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.284.640>
- Kolokoltsev V.M., Sinitskiy E.V., Savinov A.S.. Modeling temperature fields when producing castings. Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University, 51 (2015), pp. 39-43.
- Korshikov S.E., Tkachev I.A. Modeling fields of thermal stresses during induction heating of steel cylindrical billets. Problems of control and modeling in complex systems: collection of papers of the 15th International Conference, (2013), pp. 72-77.
- Savinov A.S., Tuboltseva A.S. Determining stresses in a crystallizing layer of walls of castings. The Theory and Process Engineering of Metallurgical Production, 14 (2014), pp. 61-63.

Сведения об авторах

Savinov Alexander S. – Dr. of Tech. Sciences, assistant professor, Director of the Metallurgy, Mechanical Engineering and Materials Processing Institute, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: savinov_nis@mail.ru.

Andreev Sergey M. – D.Sc. (Eng.), Associate Professor, Head of the Automated Control System Department, Power Engineering and Automated Systems Institute, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: andreev.asc@gmail.com

Mikhalkina Irina V. – Candidate of Technical Science, Senior Lecturer Department of Foundry Processes and Material Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: miv.mgtu@mail.ru

Feoktistov Nikolay A. – Candidate of Technical Sciences, Head of the Department of Foundry Processes and Materials Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: fna87@mail.ru. ORCID.ORG 0000-0002-6091-7983

Zaritskiy Boris B. – Senior Lecturer Department of mechanics, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: Zaritskii.mg@yandex.ru

Fochina Karolina V. – Student of Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: Angoldk@bk.ru

ИДЕНТИФИКАЦИЯ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СТАЛЬНОМ ЦИЛИНДРИЧЕСКОМ СТЕРЖНЕ

Савинов Александр Сергеевич – доктор технических наук, доцент, директор института металлургии, машиностроения и материалообработки, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: savinov_nis@mail.ru.

Андреев Сергей Михайлович – доктор технических наук, доцент, заведующий кафедры автоматизированных систем управления, институт энергетике и автоматизированных систем, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: andreev.asc@gmail.com. ORCID: <http://orcid.org/0000-0003-0735-6723>

Михалкина Ирина Владимировна – кандидат технических наук, старший преподаватель кафедры литейных процессов и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: miv.mgtu@mail.ru

Феоктистов Николай Александрович – кандидат технических наук, заведующий кафедрой литейных процессов и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: fna87@mail.ru.

Зарицкий Борис Борисович – ст. преподаватель кафедры маханики, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: Zaritskii.mg@yandex.ru

Фочина Каролина Владимировна – студент ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: Angoldk@bk.ru

Аннотация. В работе рассмотрен вопрос возникновения продольных деформаций по высоте объекта цилиндрической формы, возникающих вследствие температурного перепада по радиусу цилиндра. Получены математические зависимости, обеспечивающие в динамике расчет нормальных, касательных и эквивалентного напряжений. Рассмотрено применение данной методики для определения напряженного состояния цилиндров радиусами 0,1 и 0,05 м при нагреве до 400°C. Показано, что изменение радиуса цилиндра при одинаковых условиях нагрева приводит к уменьшению максимальных растягивающих напряжений с 4,59 до 2,39 МПа, а сжимающих – с 4,31 до 2,25 МПа. Определены главные напряжения по радиусу цилиндрического стержня при нагреве.

Ключевые слова: тепловое поле, цилиндрический объект, термонапряженное состояние, главные напряжения, температурные деформации, условие прочности

Ссылка на статью:

Идентификация термических напряжений в стальном цилиндрическом стержне / А.С. Савинов, С.М. Андреев, И.В. Михалкина, Н.А. Феоктистов, Б.Б. Зарицкий, К.В. Фочина // Теория и технология металлургического производства. 2024. №1(48). С. 10-14.
Savinov A.S., Andreev S.M., Mikhalkina I.V., Feoktistov N.A., Zaritskiy B.B., Fochina K.V. Identifying thermal stresses in a steel cylindrical rod. *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2024, vol. 48, no. 1, pp. 10–14.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.74.047

Женин Е.В., Шаповалов А.Н., Дёма Р.Р., Амиров Р.Н., Кудряшов А.А.

СНИЖЕНИЕ ОТСОРТИРОВКИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ПО ДЕФЕКТУ «СЕТЧАТАЯ ТРЕЩИНА» В РЕЗУЛЬТАТЕ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ РАЗЛИВКИ

Аннотация. В работе представлены результаты статистического анализа производственных данных по отсортировке листового проката по дефектам различного происхождения. На примере листового проката из стали марки С355 показано влияние шлакообразующей смеси, серийности разливки, химического состава стали и температурно-скоростного режима разливки на отсортировку проката по дефекту «сетчатая трещина». Показано, что раскатная сетчатая трещина на прокате появляется в результате трансформации сетчатых трещин литой заготовки. Установлены причины возникновения дефекта «сетчатая трещина» на литой заготовке и прокате. Выявлено количественное влияние технологических параметров разливки (температура перегрева металла в промежуточном ковше, скорость разливки, серийность разливки, вид шлакообразующей смеси, содержание водорода в стали) на отсортировку металлопроката по дефекту «сетчатая трещина». Приведены технологические рекомендации по снижению отсортировки металлопроката.

Ключевые слова: сетчатая трещина, слябовая заготовка, листовой прокат, непрерывная разливка, отсортировка листового проката

Введение

Конкурентоспособность металлургического производства, в том числе листопрокатного, определяется сочетанием высокого качества продукции при минимальных издержках, которые, в свою очередь, во многом зависят от выхода годной продукции, или обратного показателя – отсортировки. Например, по данным работы листопрокатного цеха (ЛПЦ) АО «Уральская Сталь» за 2020 год количество несоответствующей продукции составило более 2 %, из которых:

- брак исправимый по металлу – 1,85 % от общего объема проката;
- брак исправимый по прокату – 0,45 %;
- брака окончательный – 0,1 %.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что большая часть несоответствующей продукции (НП) в ЛПЦ образуется по дефектам сталеплавильного передела, то есть дефектам непрерывнолитой заготовки (НЛЗ), трансформирующимся в процессе прокатки. На АО «Уральская Сталь» отливают слябовую заготовку двух сечений – 220×1240 и 270×1240 мм. Как показывает практика листопрокатного производства, отсортировка проката из заготовки толщиной 270 мм, особенно по дефектам сталеплавильного происхождения, значительно превышает аналогичный показатель при использовании НЛЗ толщиной 220 мм. Однако, поскольку слябовая НЛЗ не является конечным (товарным) продуктом АО «Уральская Сталь», основной объем заготовок передается в ЛПЦ «горячим посадом» (с температурой 400-600°C), поэтому о качестве поверхности НЛЗ можно судить только после прокатки и приемки листов на стеллажах осмотра и

зачистки.

Одним из основных видов дефектов, по которому производят отсортировку листового проката, является «сетчатая трещина». Доля этого дефекта по данным за 2020 год превышает 0,4% от объема проката или более 20% от общего количества несоответствующей продукции.

Дефект «сетчатая трещина» на НЛЗ [1-3] имеет вид сетки извилистых трещин на поверхности заготовки (рис. 1). В процессе прокатки заготовки с сетчатой трещиной происходит трансформация данного дефекта в раскатную сетчатую трещину, представляющую собой мелкие прикатанные языкообразные отслоения металла, извилистые или беспорядочно ориентированные локальные надрывы [3] на поверхности проката (рис. 2).

Несмотря на большое количество литературных данных о причинах формирования сетчатой трещины в НЛЗ [4-12] и трансформации дефектов поверхности в процессе прокатки [1-3, 9, 12-14], вопрос снижения отсортировки металлопроката в специфических условиях конкретного производства остается актуальным.



Рис. 1. Макрофотография дефекта «сетчатая трещина»

© Женин Е.В., Шаповалов А.Н., Дёма Р.Р., Амиров Р.Н., Кудряшов А.А., 2024

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № FZRU-2023-0008)

на НЛЗ



Рис. 2. Внешний вид дефекта «раскатная сетчатая трещина» на поверхности листа

В связи с этим целью настоящей работы является исследование влияния технологических параметров разливки на отсортировку листового проката по дефекту «сетчатая трещина» в условиях АО «Уральская Сталь» и разработка технологических рекомендаций по совершенствованию технологии производства слябовой НЛЗ.

Известно, что образование трещин происходит при возникновении в локальной области поверхности НЛЗ нагрузок, превышающих прочность затвердевшего металла [5, 7, 8]. Поэтому, например, в кристаллизаторе дефект «сетчатая трещина» на поверхности НЛЗ может появляться из-за неравномерного отвода тепла, приводящего к образованию на поверхности сляба перегретых «пятен» в местах замедленного теплоотвода. Неравномерный теплоотвод по периметру НЛЗ в кристаллизаторе может быть связан с технологическими факторами, которые способствуют формированию разнотолщинной оболочки заготовки. К ним, прежде всего, следует отнести качество шлакообразующей смеси.

Среди технологических параметров, обуславливающих появление сетчатой трещины в зоне вторичного охлаждения (ЗВО), следует выделить неоптимальную настройку охлаждения НЛЗ в ЗВО [15-19] и недостаточный угол раскрытия форсунок водовоздушного охлаждения [7, 8, 20]. Последнее может иметь место вследствие засорения форсунок.

Из всего марочного сортамента, производимого в ЛПЦ листового проката, наибольшее количество брака исправимого как по тоннажу, так и по среднему уровню образуется при прокатке стали марки С355. При этом, как и по другим видам дефектов, объем отсортировки проката по сетчатой трещине из слябов толщиной 220 мм существенно меньше, чем из слябов

270×1240 мм, составляя за исследуемый период 0,92 и 1,70 % (от объема проката) соответственно. Поэтому дальнейшее исследование проводили для стали марки С355 с учетом толщины НЛЗ, поступающей на прокатку.

Известно, что качество листового проката во многом оценивается качеством исходной заготовки. Поэтому исследование параметров технологии производства заготовки позволяет определить факторы, влияющие на отсортировку проката.

Влияние ШОС на отсортировку листового проката

На АО «Уральская Сталь» применяются шлакообразующие смеси от различных производителей. Данные о зависимости образования брака исправимого по дефекту «сетчатая трещина» в зависимости от вида ШОС, которую подавали в кристаллизатор при разливке, представлены в табл. 1.

Представленные в табл. 1 данные не дают однозначного ответа по оптимальному варианту ШОС, что связано как с многофакторностью процессов, происходящих при формировании НЛЗ в кристаллизаторе, так и особенностями затвердевания заготовок различной толщины. Однако из представленных в табл. 1 данных следует, что при разливке стали марки С355 на заготовку толщиной 220 мм предпочтительно применять ШОС типа ACCUTHERM ST 39/4S-110S, а для заготовки толщиной 270 мм – ШОС типа ACCUTHERM ST-SP 605-M1.

Влияние серийности плавков

В соответствии с технологической инструкцией по разливке, на первых и последних плавках в серии на промежуточный ковш происходит по технологическим причинам разгон или торможение соответственно. Таким образом, плавки первые и последние на промежуточный ковш изначально более склонны к образованию дефектов, чем серийные.

Данные по отсортировке проката из стали марки С355 в зависимости от серийности плавков представлены в табл. 2.

Из табл. 2 следует, что независимо от толщины непрерывнолитого сляба в серийных плавках количество несоответствующей продукции ниже, чем в первых / последних плавках на промежуточный ковш. Однако у НЛЗ толщиной 270 мм отмеченная закономерность прослеживается более явно, что особенно заметно в различии между серийными и первыми в серии плавками.

Усредненные данные по отсортировке листового проката из стали С355 при использовании различных ШОС

Толщина сляба, мм	Марка ШОС*	Прокатано, %	Отсортировка, %
220	ST-SP/500-18*	16,89	0,89
	ST 39/4S-110S*	59,55	0,72
	ST-SP 605-M1*	3,15	0,84
	GB 535/P**	19,25	1,11
270	ST-SP/500-18*	8,84	3,40
	ST 39/4S-110S*	66,30	1,68
	ST-SP 605-M1*	4,64	0,25
	GB 535/P**	20,21	1,83

* ШОС ACCUTHERM.

** ШОС ALSIFLUX.

Отсортировка проката по дефекту «сетчатая трещина» от серийности разливки стали марки С355

Толщина сляба, мм	Серийность	Разлито, %	Отсортировка, %
220	Первая	10,4	0,81
	Серийная	79,0	0,72
	Последняя	10,6	2,50
270	Первая	9,9	3,43
	Серийная	80,2	1,10
	Последняя	10,0	4,82

Влияние химического состава

В табл. 3 представлены данные о химическом составе разливаемой на слябовую заготовку различного сечения стали марки С355.

Представленные в табл. 3 данные свидетельствуют о сопоставимом составе стали марки С355, разливаемой на НЛЗ различной толщины. Химический состав стали С355 для всех толщин отливаемых заготовок удовлетворяет требованиям непрерывной разливки, поэтому влияние этого фактора на качество слябовой заготовки, а соответственно, и листового проката не рассматривалось. При этом в ряде случаев отмечались повышенные уровни содержания вредных примесей (серы и фосфора) и водорода, что могло повлиять в том числе и на развитие сетчатой трещины. Однако эти отклонения имели случайный единичный характер.

Влияние температурно-скоростного режима

В табл. 4 показаны данные об основных параметрах разливки слябовых заготовок из стали С355 различной толщины. Анализ данных табл. 4 показал, что перегрев стали в промковше по средним значениям находится в регламентированном диапазоне (10–25°C), однако максимальные значения температур перегрева металла значительно выше регламентированных величин (см. рис. 3). Также средние значения скоростей вытягивания слябов ниже регламентированных.

Кроме того, в подавляющем большинстве случаев (более 70%) температура металла в промковше поддерживается на верхнем допустимом пределе (20–25°C) или превышает его (более 25°C), что наглядно видно из частотной диаграммы, представленной на рис. 4. Вероятно, эта особенность технологии разливки также является одной из причин появления дефектов на слябовой заготовке, в том числе и сетчатой трещины, что подтверждается литературными данными [6–8]. Подтверждением данной гипотезы является наличие линейной зависимости отсортировки листового проката по дефекту «сетчатая трещина» от перегрева металла в промежуточном ковше, представленной на рис. 5.

Из представленных на рис. 5 линий тренда следует, что повышение перегрева металла в промежуточном ковше приводит к росту отсортировки металлопроката по сетчатой трещине на 0,274 %/°C для проката из заготовки толщиной 220 мм и на 0,76 %/°C – для проката из заготовки толщиной 270 мм. Это еще раз подчеркивает неблагоприятные условия, складывающиеся при формировании заготовки 270×1240 мм и последующей её прокатке на лист. На основании полученных данных для минимизации отсортировки листового проката по дефекту «сетчатая трещина» необходимо поддерживать перегрев стали в промежуточном ковше на уровне 10–25°C для отливаемых слябов толщиной 220 мм и 10–20°C – для слябов толщиной 270 мм.

Таблица 3

Химический состав стали

Элемент	Содержание в НЛЗ толщиной			
	220 мм		270 мм	
	Диапазон	Среднее	Диапазон	Среднее
C, %	0,08-0,13	0,10	0,08-0,14	0,10
Si, %	0,23-0,70	0,47	0,27-0,70	0,48
Mn, %	1,09-1,63	1,48	1,35-1,73	1,51
P, ppm	70-190	120	70-220	110
S, ppm	20-70	30	20-110	30
H ₂ , ppm	1,50-9,90	3,69	1,50-9,00	3,27

Таблица 4

Технологические параметры разливки слябовой заготовки из стали С355

Наименование параметра	Значение параметра для толщины НЛЗ			
	220 мм		270 мм	
	Диапазон	Среднее	Диапазон	Среднее
Количество плавков	117		215	
T _{ликв} , °C	1511,4-1518,1	1514,6	1510,3-1517,7	1514,3
T п/к, °C	1525,2-1548,8	1537,0	1524,4-1552,8	1536,8
Перегрев в промковше, °C	8,2-32,3	22,4	9,3-39,5	22,5
Нормированный перегрев, °C	10-25			
Скорость вытягивания факт., м/мин	0,80-1,25	1,07	0,70-1,05	0,90
Скорость вытягивания норм., м/мин	1,20		1,00	

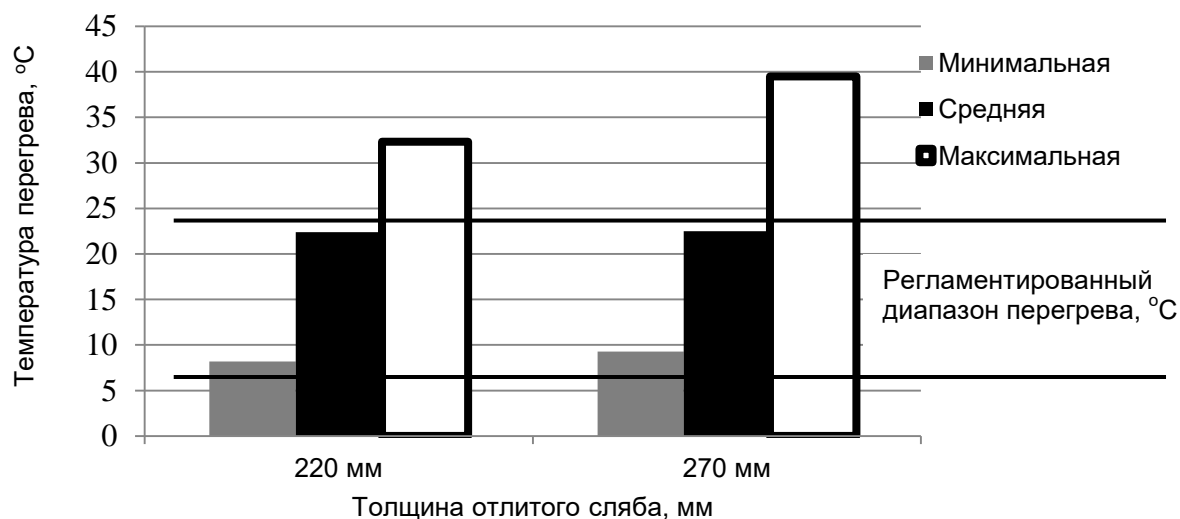


Рис. 3. Перегрев металла в промежуточном ковше

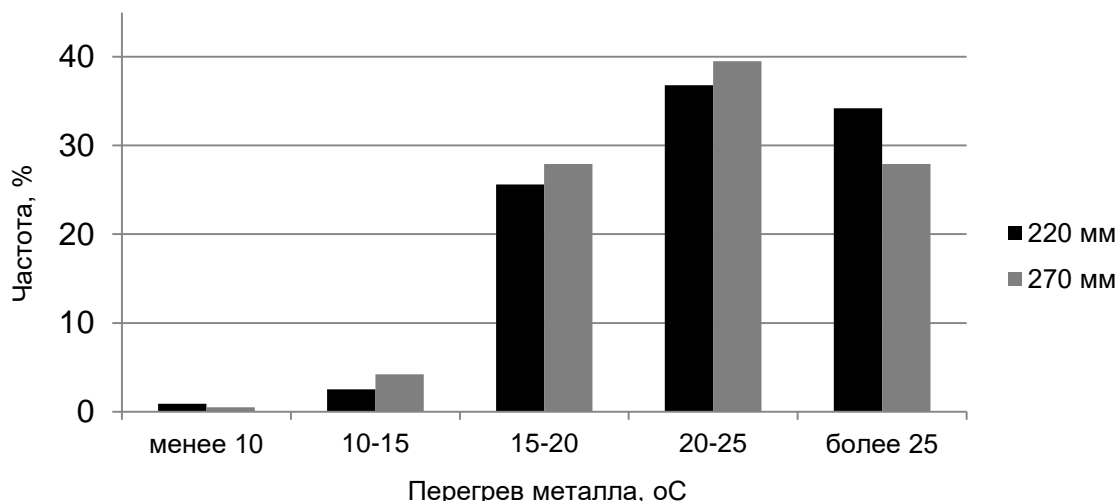


Рис. 4. Частотная диаграмма перегрева металла в промежуточном ковше

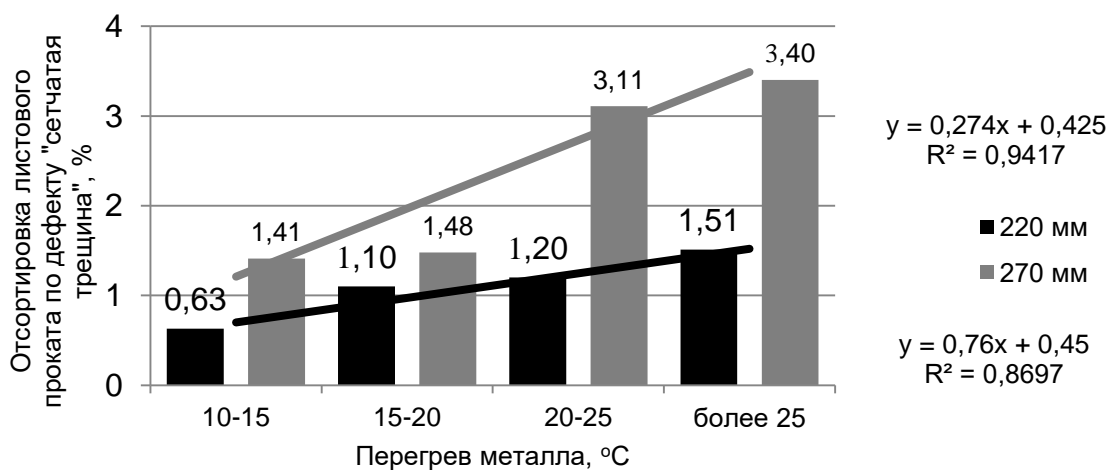


Рис. 5. Взаимосвязь отсортировки листового проката по дефекту «сетчатая трещина» с перегревом металла в промежуточном ковше

Учитывая, что на практике сложно обеспечить стабильность температурных условий разливки в оптимальном диапазоне, для компенсации повышенного перегрева металла в промежуточном ковше и стабилизации тепловых условий формирования корочки, необходимо корректировать скорость вытягивания заготовки. Данная рекомендация находит своё отражение в технологической инструкции [21], в которой рекомендуется уменьшать скорость вытягивания слябов на 0,02 м/мин на каждый градус превышения верхнего предела температурного интервала (10–25°C) с учетом допустимого отклонения температуры (± 3 °C). Анализ производственных данных показал, что в целом рекомендации ТИ по снижению скорости вытягивания при повышенных температурах металла в промежуточном ковше соблюдаются.

Кроме температурных условий разливки, скорость вытягивания корректируется при возникновении опасности подвисяния заготовки в кристаллиза-

торе, что фиксируется по показаниям датчиков системы раннего распознавания прорывов, а также в зависимости от содержания в стали водорода, наличие которого в стали сверх пределов растворимости (1-2 ppm) негативно отражается на структуре и свойствах затвердевшего слоя НЛЗ [10, 19, 22-25]. Поэтому с повышением содержания водорода, особенно сверх 6 ppm, рекомендуется снижение скорости вытягивания, а при содержании водорода сверх 10 ppm разливку прекращают. Для исследуемой базы данных по разливке стали марки С355 случаев превышения содержания водорода в стали сверх 10 ppm не наблюдалось, а количество плавков с содержанием водорода более 6 ppm составило 18,8% для заготовки 220×1240 мм и 13% – для сечения 270×1240 мм. При этом на этих плавках скорость разливки понижали до 1,0–1,1 м/мин для заготовки 220×1240 мм и до 0,7–0,9 м/мин – для заготовки 270×1240 мм. На рис. 6 представлен график зависимости средней скорости вытягивания

заготовки от содержания водорода в стали при превышении его значения 6 ppm (на плавках с регламентированным перегревом 15–25°C).

Таким образом, фактическая скорость вытягивания корректируется в зависимости от условий разливки (марка стали, температура, содержание растворенных газов, показания системы раннего распознавания

прорывов и др.) в широких пределах: 0,8–1,25 м/мин – для заготовки сечением 220×1240 мм, 0,7–1,05 м/мин – для заготовки 270×1240 мм. Такая вариативность позволяет оценить влияние скорости разливки на отсортировку металлопроката по дефекту «сетчатая трещина» при разливке металла в регламентируемом температурном диапазоне (рис. 7 и 8).

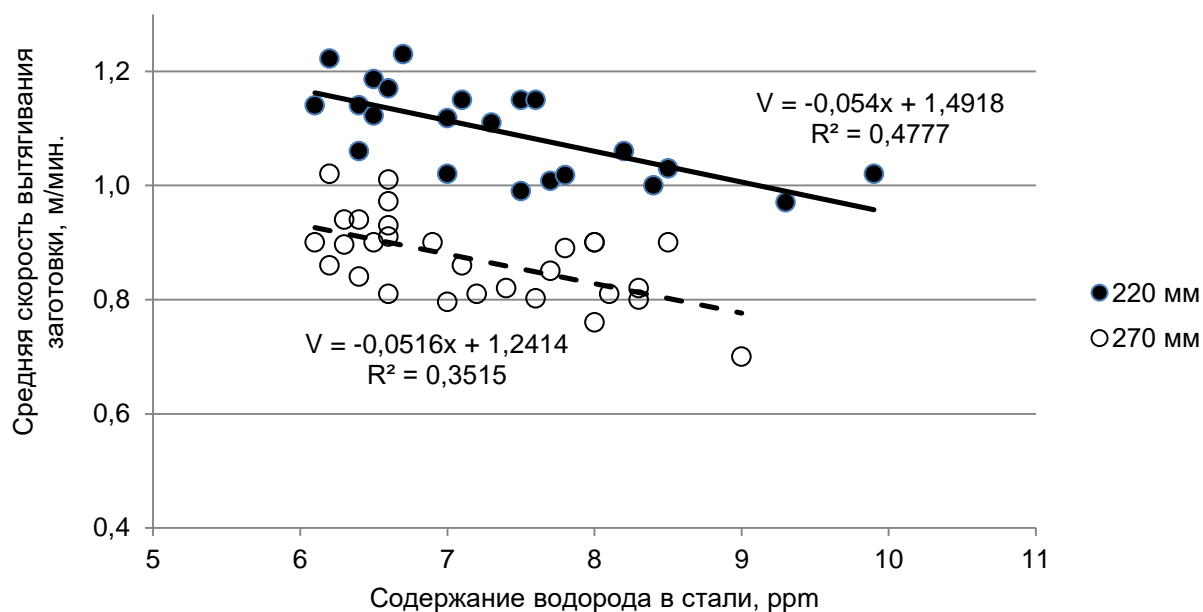


Рис. 6. Зависимость средней скорости вытягивания заготовки от содержания водорода в стали при регламентированном перегреве

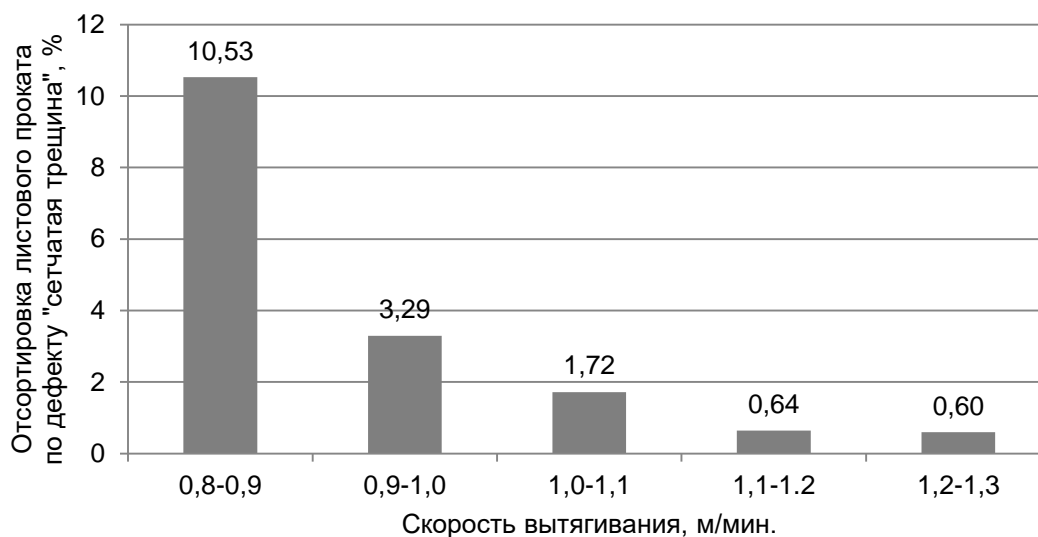


Рис. 7. Зависимость отсортировки листового проката по дефекту «сетчатая трещина» от скорости вытягивания для слябов толщиной 220 мм

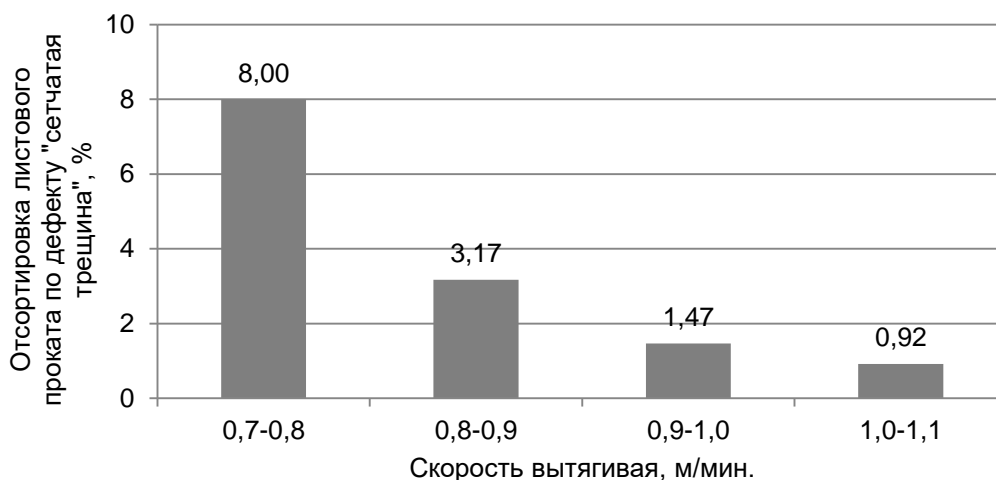


Рис. 8. Зависимость отсортировки листового проката по дефекту «сетчатая трещина» от скорости вытягивания для слябов толщиной 270 мм

Из рис. 7–8 видно, что с увеличением скорости вытягивания до регламентированных средних значений (1,2 м/мин – для толщины 220 мм и 1 м/мин – для толщины 270 мм) отбраковка листового проката резко снижается. Низкие скорости разливки при нормированном диапазоне величин перегрева металла в промежуточном ковше приводят к значительному ухудшению качества поверхности непрерывнолитых слябов, что уменьшает выход годного при производстве листового проката.

Таким образом, при регламентированном перегреве, когда скорость вытягивания заготовки должна оставаться постоянной, согласно требованиям температурно-скоростного режима, она колеблется, снижаясь по мере возрастания содержания водорода в стали. То есть снижение средней скорости разливки в этом случае позволяет избежать прорыва металла под кристаллизатором во избежание аварийной ситуации, но однозначно приводит к повышению вероятности образования поверхностных трещин на слябах и, следовательно, к отсортировке листового проката по дефекту «сетчатая трещина».

Заключение

Анализ производственных данных позволил выявить основные проблемы формирования качественной заготовки, влияющие на отсортировку листового проката, а именно:

- использование ШОС с неоптимальными свойствами;
- повышенный перегрев металла в промежуточном ковше;
- несовершенство температурно-скоростного режима;
- повышенное содержание водорода в стали.

Соответственно, для уменьшения отсортировки листового проката из стали марки С355 по дефекту «сетчатая трещина» необходимо использовать опти-

мальный состав ШОС (ACCUTHERM ST 39/4S-110S для заготовки толщиной 220 мм и ACCUTHERM ST-SP 605-M1 для заготовки 270 мм), повышать серийность разливки, обрабатывать 100% стали на установке вакуумирования, обеспечивая остаточное содержание водорода не более 5 ppm, а также строго придерживаться рекомендаций технологической инструкции по температурно-скоростному режиму разливки.

Список литературы

1. Ботников С.А. Современный атлас дефектов непрерывнолитой заготовки и причины возникновения прорывов кристаллизующейся корочки металла. Волгоград, 2011. 97 с.
2. Правосудович В.В., Сокуренок В.П., Данченко В.Н. Дефекты стальных слитков и проката: справочник. М.: Интермет Инжиниринг, 2006. 382 с.
3. К 13657842-8-18-8-2008. Классификатор поверхностных дефектов непрерывнолитых заготовок. Новотроицк: АО «Уральская Сталь», 2008.
4. Повышение качества толстых листов / Ф.Е. Долженков, Ю.В. Коновалов, В.Г. Носов и др. М.: Металлургия, 1984. 247 с.
5. Огурцов А.П., Гресс А.В. Непрерывное литье стали. Днепропетровск: Системные технологии, 2002. 675 с.
6. Kainz A., Ilie S., Parteder E. From slab corner cracks to edge-defects in hot rolled strip – experimental and numerical investigations // Steel Research Int. 2008. V. 79, № 11. P. 861-867.
7. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В., Смирнов А.Н. Производство стали. Т. 4: Непрерывная разливка металла. М.: Теплотехник, 2009. 528 с.
8. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали: учебник. Донецк: ДонНТУ, 2011. 482 с.
9. Влияние дефектов макроструктуры непрерывнолитой слябовой заготовки на качество листового проката

- та в условиях ОАО «Уральская Сталь» / Е.А. Шевченко, А.Н. Шаповалов, В.Д. Тутарова, Д.С. Сафонов // Литейные процессы. 2011. №.10. С. 73-79.
10. 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.
 11. Контанистов М.Е., Терлецкий С.В., Шатило В.А. Влияние химического состава стали, состояния оборудования МНЛЗ и технологических параметров разлива на возникновение поверхностных и внутренних дефектов непрерывнолитой заготовки // Литье и металлургия. 2013. №1. С. 28-31.
 12. Шевченко Е.А., Столяров А.М., Шаповалов А.Н. Анализ влияния технологических параметров разлива стали на качество непрерывнолитого сляба и листового проката // Теория и технология металлургического производства. 2013. №1(13). С. 21-23.
 13. Моделирование напряженно-деформированного состояния стальных листов при прокатке непрерывнолитых слябов с поверхностными трещинами / Салганик В.М., Песин А.М., Чикишев Д.Н., Пустовойтов Д.О., Артамонова М.О. // Черные металлы. 2012. № 5. С.15-18.
 14. Исследование дефектов горячекатаного листа из трубной стали и причин их образования / Н.А. Шабурова, М.С. Киштыкова, В.Я. Гольдштейн, С.В. Рушиц, Б.Г. Пластинин // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2018. Т. 18. № 4. С. 82-88.
 15. Евтеев Д.П., Колыбалов И.Н. Непрерывное литье стали. М.: Металлургия, 1984. 199 с.
 16. Мирсалимов В.М., Емельянов В.А. Напряженное состояние и качество непрерывного слитка. М.: Металлургия, 1990. 151 с.
 17. Экспериментальные исследования температуры поверхности непрерывнолитой слябовой заготовки / В.Д. Тутарова, Д.С. Сафонов, А.Н. Шаповалов и др. // Известия вузов. Черная металлургия. 2012. №3. С. 40-42.
 18. 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. 2012. № 12. С.68-74.
 19. Шевченко Е.А., Шаповалов А.Н. Проблемы получения качественной слябовой заготовки на МНЛЗ №2 ОАО «Уральская Сталь» // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2013. Т. 13. № 1. С.68-73.
 20. Тутарова В.Д., Сафонов Д.С., Шаповалов А.Н. Распределение плотности орошения плоскофакельной форсунки в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ // Металлург. 2012. №6. С.49-52.
 21. ТИ-13657842-СТ.ЭС-02-2016. Разливка стали на слябовой машине непрерывного литья заготовок. Новотроицк: АО «Уральская Сталь», 2016.
 22. Mills K.C. Mould powders for continuous casting. – Johannesburg: The South African Institute of Mining and Metallurgy, 1997. 156 p.
 23. Generation of Hydrogen Gas from Solidified Shell Surface at Initial Stage of Solidification of Carbon Steel / H. Muzukami, M. Hara, Y. Shirai, T. Watanabe // ISIJ International, 2004. V. 44. № 10. P. 1714-1719.
 24. Тутарова В.Д., Шаповалов А.Н., Калитаев А.Н. Закономерности удаления водорода на установке вакуумирования стали камерного типа // Известия вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. №3. С.192-199.
 25. Бровман М.Я. Непрерывная разливка металлов. М.: ЭКОМЕТ, 2007. 484 с.

Сведения об авторах

Женин Евгений Вячеславович – кандидат технических наук, доцент кафедры металлургических технологий и оборудования, Новотроицкий филиал НИТУ «МИСиС», г. Новотроицк, Россия. E-mail: evzhenin@mail.ru.

Шаповалов Алексей Николаевич – кандидат технических наук, доцент кафедры металлургических технологий и оборудования, Новотроицкий филиал НИТУ «МИСиС», г. Новотроицк, Россия. E-mail: alshapo@yandex.ru.

Дёма Роман Рафаэлович – доктор технических наук, профессор кафедры металлургических технологий и оборудования, Новотроицкий филиал НИТУ «МИСиС», г. Новотроицк, Россия. E-mail: dema.rr@misis.ru

Амиров Руслан Низамиевич – кандидат технических наук, доцент кафедры машин и технологий обработки давлением и машиностроения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: r.amirov@magtu.ru.

Кудряшов Александр Анатольевич – кандидат технических наук, доцент кафедры горных машин и транспортно-технологических комплексов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: kudryashoffal@gmail.com

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

REDUCTION OF SHEET REJECTION BY "MESH CRACK" DEFECT AS A RESULT OF IMPROVEMENT OF CASTING TECHNOLOGY

Zhenin Evgeny V. – Ph.D. (Eng.), Associate Professor of Metallurgical Technologies and Equipment Department, Novotroitsk branch of the University of Science and Technology MISIS, Novotroitsk, Russia. E-mail: evzhenin@mail.ru.

Shapovalov Alexey N. – Ph.D. (Eng.), Associate Professor of Metallurgical Technologies and Equipment Department, Novotroitsk branch of the University of Science and Technology MISIS, Novotroitsk, Russia. E-mail: alshapo@yandex.ru.

Dema Roman R. – Doctor of Engineering (D.Sc. (Technology), Professor of Metallurgical Technologies and Equipment Department, Novotroitsk branch of the University of Science and Technology MISIS, Novotroitsk, Russia. E-mail: dema.rr@misis.ru

Amirov Ruslan N. – Ph.D. (Eng.), Associate Professor of the Department of Machines and Technologies of Pressure Processing and Mechanical Engineering, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: r.amirov@magtu.ru.

Kudryashov Alexander A. – Ph.D. (Eng.), Associate Professor of the Department of Mining Machines and Transportation Technological Complexes, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: kudryashoffal@gmail.com

Abstract. The paper presents the results of statistical analysis of production data on sheet metal rejection by defects of different origin. On the example of sheet metal from steel grade C355 the influence of slag-forming mixture, casting batch, chemical composition of steel and temperature and speed mode of casting on sheet metal rejection by defect "mesh crack" is shown. It is shown that rolling mesh crack on sheet metals appears as a result of transformation of mesh cracks of cast billet. Causes of occurrence of defect "mesh crack" on cast billet and rolled products are established. The quantitative influence of technological parameters of casting (temperature of metal superheating in the intermediate ladle, casting speed, casting series, type of slag-forming mixture, hydrogen content in steel) on sheet metal defect "mesh crack" is revealed. Technological recommendations on reduction of sheet metal rejects are given.

Keywords: mesh crack, slab billet, sheet metal, continuous casting, sheet rejection.

Ссылка на статью:

Снижение отсортировки листового проката по дефекту «сетчатая трещина» в результате совершенствования технологии разливки / Е.В. Женин, А.Н. Шаповалов, Р.Р. Дёма, Р.Н. Амиров, А.А. Кудряшов // Теория и технология металлургического производства. 2024. №1(48). С. 15-23.

Zhenin E.V., Shapovalov A.N., Dema R.R., Amirov R.N., Kudryashov A.A. Reduction of sheet rejection by "mesh crack" defect as a result of improvement of casting technology. *Teoria i tehnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2024, vol. 48, no. 1, pp. 15–23.

ДВУХОПОРНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ГИБКА СТЕРЖНЕВЫХ ЗАГОТОВОК КРУГЛОГО СЕЧЕНИЯ

Аннотация. В статье изложены результаты исследования процесса двухопорной пластической гибки стержневых заготовок круглого поперечного сечения. Рассматривался процесс деформирования заготовки круглого сечения, которая располагалась на двух неподвижных опорах, и деформировалась пуансоном с цилиндрической рабочей поверхностью. Пуансон располагался посередине между опорами и перемещался перпендикулярно продольной оси исходной недеформированной заготовки. На основании анализа геометрических параметров процесса двухопорной гибки установлена зависимость перемещения рабочего инструмента h от угла гибки α . Для обобщения полученных результатов и возможности их использования в широком диапазоне размеров заготовки и инструмента вводились безразмерные параметры и получена зависимость относительного перемещения пуансона от угла гибки. Используя метод конечных элементов (программный комплекс «DEFORM-3D»), выполнено компьютерное моделирование процесса двухопорной гибки стержневых заготовок круглого сечения. При моделировании процесса гибки в качестве материала изгибаемой заготовки рассматривалась сталь марки 40С2А, которая применяется при изготовлении пружинных клемм рельсовых скреплений. Применяемая в расчетах кривая упрочнения строилась по результатам испытаний на растяжение. По результатам моделирования установлены закономерности изменения силы деформирования и формы поперечного сечения на различных этапах деформирования. Экспериментальные исследования процесса двухопорной гибки проводились на испытательной машине ИП 5082-100. Расхождение теоретических и экспериментальных данных не превышает 5–7%.

Ключевые слова: пластическая гибка, стержневая заготовка, двухопорная гибка, угол гибки, ход инструмента, метод конечных элементов, сила деформирования, напряженное состояние

Введение

Процессы пластической гибки стержневых заготовок связаны с изменением кривизны оси стержня [1]. При этом пластической деформации подвержена только часть заготовки (очаг деформации), а остальные части деформируются упруго [2]. Пластическая гибка стержневых заготовок широко используется при изготовлении изделий типа пружин, пружинных клемм рельсовых креплений, грузоподъемных скоб и т.п.

Один из распространенных способов стержневой гибки – двухопорная гибка (рис. 1), при которой заготовка располагается на двух неподвижных опорах, у которых рабочие цилиндрические поверхности имеют радиусы R_1 , а деформация осуществляется пуансоном, рабочая поверхность которого выполнена в виде цилиндра с радиусом R . При этом рабочий пуансон расположен посередине опор и перемещается на величину h (ход пуансона).

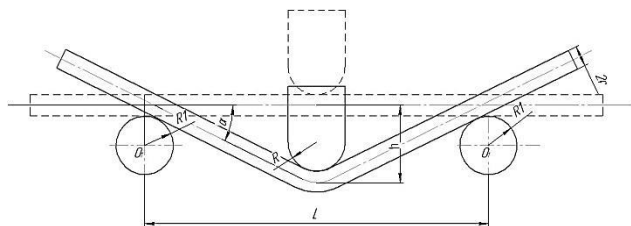


Рис.1. Схема двухопорной гибки заготовки круглого сечения

Анализируя геометрические параметры процесса деформирования, получено уравнение, описывающее зависимость хода пуансона h от угла гибки α и соответствующих размеров заготовки и инструмента:

$$h = [L - (R_1 + r) \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}] \operatorname{tg} \alpha - (R_2 + r) \left(\frac{1}{\cos \alpha} - 1 \right), \quad (1)$$

где α – угол гибки; r – радиус поперечного сечения заготовки; L – расстояние между опорами; R – радиус рабочей поверхности пуансона (подвижного инструмента); R_1 – радиус опорных поверхностей неподвижного инструмента.

Для обобщения результатов моделирования и возможности их использования в широком диапазоне размеров уравнение (1) преобразовывалось за счет введения без-размерных параметров:

$$\frac{h}{R} = \delta, \quad \frac{L}{R} = \lambda, \quad \frac{R_1}{R} = k, \quad \frac{r}{R} = \rho.$$

В итоге получено следующее уравнение

$$\delta = \left[\frac{\lambda}{2} - (k + \rho) \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} \right] \operatorname{tg} \alpha + (1 + \rho) - \frac{(1 + \rho)}{\cos \alpha}, \quad (2)$$

По результатам выполненных расчетов построен график $\delta = f(\alpha)$, который представлен на рис. 2.

Полученная кривая описывалась полиномом пятой степени

$$\delta = 2E - 08\alpha^5 - 3E - 06\alpha^4 + 0,0002\alpha^3 - 0,0039\alpha^2 + 0,1332\alpha. \quad (3)$$

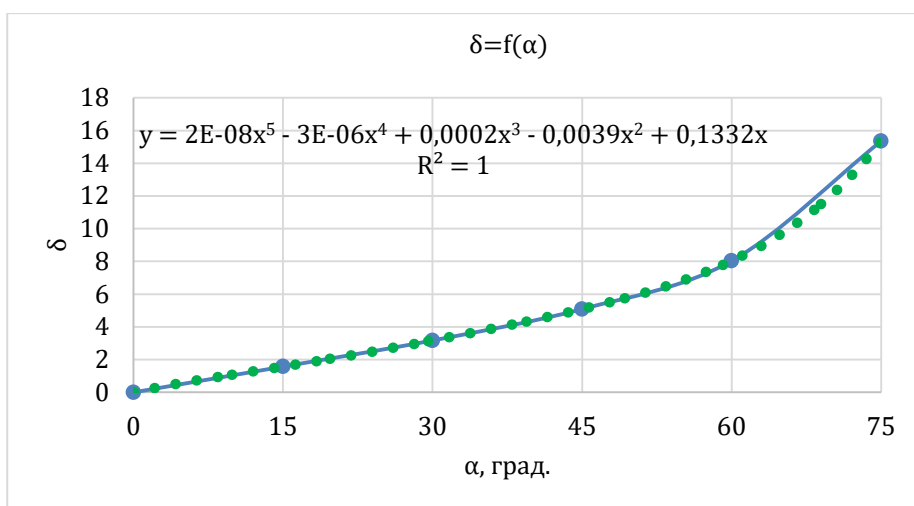


Рис. 2. Зависимость относительного перемещения δ подвижного рабочего инструмента от угла гибки α

При компьютерном моделировании процесса двухопорной гибки применялся программный комплекс «DEFORM-3D» [4], который базируется на методе конечных элементов [4]. Используемая в расчетах кривая упрочнения калиброванной стали марки 40С2А, которая применяется при изготовлении пружинных клемм рельсовых скреплений, строилась по результатам испытаний на растяжение с использованием аттестованной испытательной машины ИР 5082-10.

В расчетах варьировались геометрические параметры процесса гибки: диаметр заготовки $d = 11,0 \div 17,0$ мм, радиус рабочей поверхности пуансона $R = 15,0 \div 20,0$ мм, радиус опор $R_1 = 15,0 \div 20,0$ мм, расстояние между осями опор $L = 90,0 \div 100,0$ мм.

По результатам конечно-элементного моделирования определены силовые параметры и напряженно-деформированное состояние при двухопорной пластической гибке. В частности, на рис. 3 показаны: положение заготовки и инструмента на отдельных этапах процесса двухопорной гибки и поля распределения интенсивности напряжений σ_i в очаге деформации при изгибе заготовки.

По результатам моделирования построен график зависимости силы деформирования P заготовки от перемещения h подвижного инструмента, который представлен на рис. 4.

Полученные зависимости силы P деформирования от перемещения h подвижного инструмента аппроксимировались полином 6-й степени:

$$P = -10h^6 + 0,0004h^5 - 0,0132h^4 + 0,2771h^3h^2 + 16,896h. \quad (4)$$

Уравнение (4) достаточно точно описывает зависимость силы гибки P от перемещения подвижного инструмента h , так как коэффициенты детерминации имеют ($R^2 = 0,9997$) высокие значения.

По результатам моделирования пластической гибки установлено, что в процессе деформирования происходят изменения формы поперечного сечения заготовок. На рис. 5 показаны поперечные сечения заготовки в вертикальной плоскости по оси симметрии очага деформации при углах гибки $\alpha = 15^\circ$ и $\alpha = 30^\circ$.

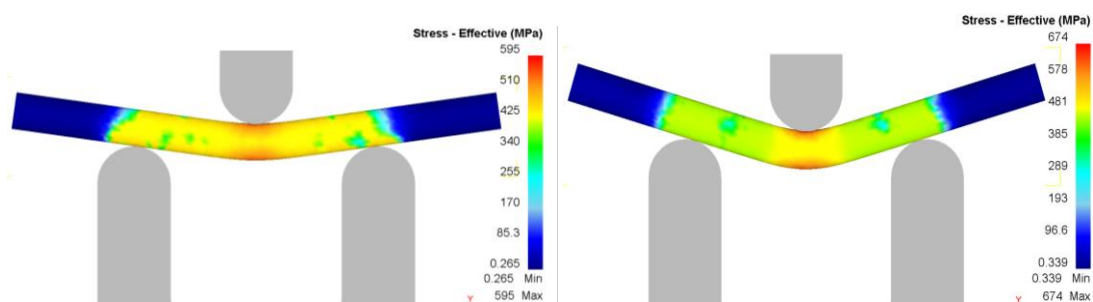


Рис. 3. Положение заготовки и инструмента и поля распределения интенсивности напряжений σ_i при двухопорной гибке заготовки на отдельных этапах деформирования

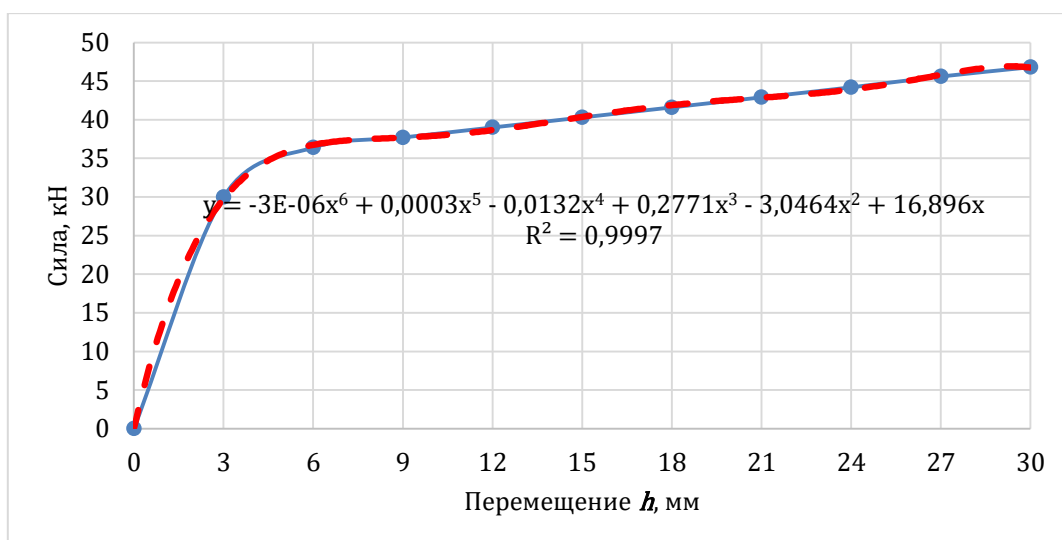


Рис. 4. Изменение силы деформирования при двухопорной гибке заготовки от перемещения h подвижного инструмента

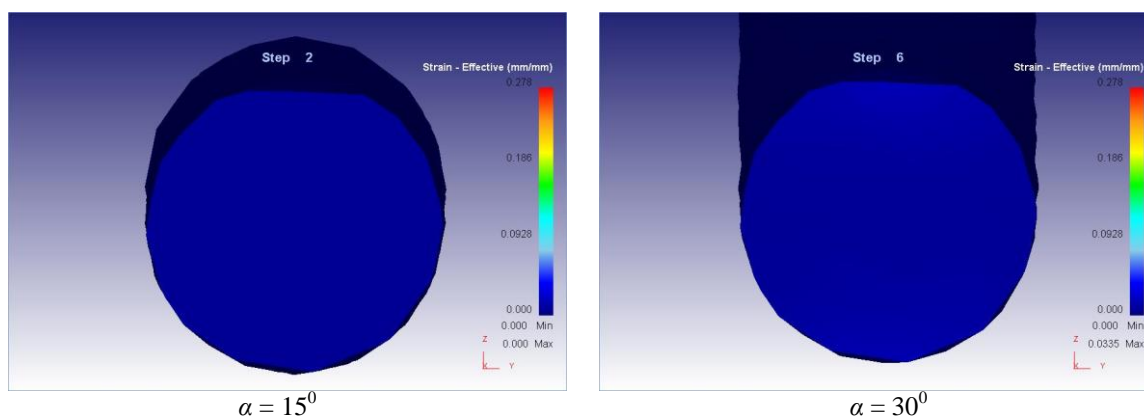


Рис. 5. Изменение формы поперечного сечения заготовки в очаге деформации при различных углах гибки α

На рис. 6 представлена форма и основные размеры заготовки круглого сечения до и после двухопорной пластической гибки.

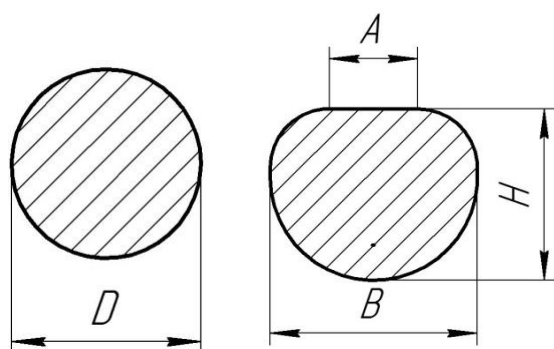


Рис. 6. Форма и основные размеры поперечного сечения заготовки до и после двухопорной пластической гибки

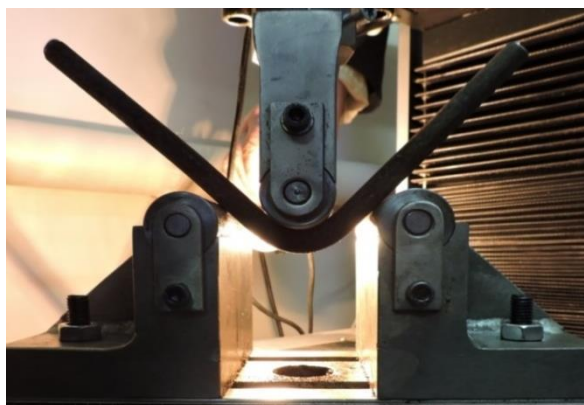
В табл. 1 представлены размеры A , B и H поперечного сечения продеформированной исходной заготовки ($D = 11$ мм) при углах гибки α , равных 15, 30, 45 и 60°.

Таблица 1

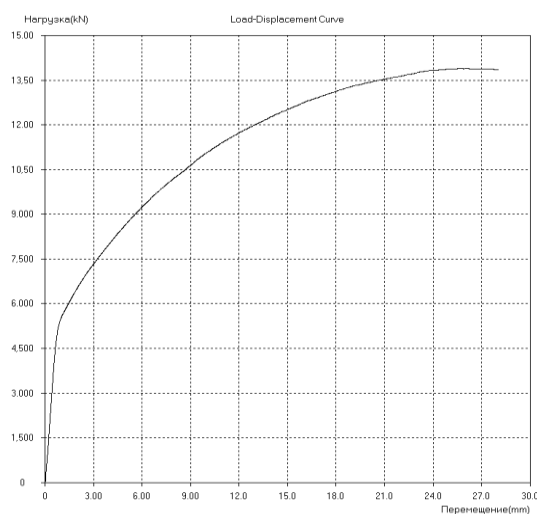
Размеры искаженного поперечного сечения при различных углах гибки α

α , град	A , мм	B , мм	H , мм
15	4,05	10,82	10,81
30	4,14	10,81	10,18
45	4,48	10,83	10,13
60	4,89	10,84	9,9

Экспериментальные исследования процесса двухопорной пластической гибки проводились на испытательной машине ИР 5082-100. При этом стержневая заготовка из калиброванной стали марки 40С2А диаметром $d = 11,0$ мм, длиной $l = 280,0$ мм устанавливалась на опоры цилиндрической формы радиусом $R_1 = 15,0$ мм, расстояние между осями опор составляло $L = 90,0$ мм, деформировалась пуансоном, имеющим радиус рабочей поверхности $R = 15,0$ мм. Положение заготовки и инструмента в процессе гибки и машинная диаграмма представлены на рис. 7.



а



б

Рис. 7. Экспериментальные исследования двухопорной гибки на испытательной машине ИР 5082-100:

а – положение инструмента и заготовки;

б – машинная диаграмма

Выводы

1. По результатам анализа геометрических соотношений размеров и параметров процесса двухопор-

Сведения об авторах

Лактюшин Алексей Андреевич – заместитель директора, ООО «Концерн АРС», Москва, Россия. E-mail: Lotos77707@inbox.ru.

Железков Олег Сергеевич – доктор технических наук, профессор кафедры механики, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: ferumoff@mail.ru

Макаров Богдан Борисович – студент, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: Nexusbionics@yandex.ru.

Долгушин Денис Михайлович – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: d.dolgushin@magtu.ru

ной гибки установлены зависимости перемещения рабочего инструмента h от угла гибки α .

2. Используя метод конечных элементов на базе программного комплекса «DEFORM-3D», выполнено компьютерное моделирование процесса двухопорной гибки стержневых заготовок круглого сечения. Установлены закономерности изменения силы деформирования и формы поперечного сечения на различных этапах процесса гибки.

3. Используя испытательную машину ИР 5082-100, проведены экспериментальные исследования процесса двухопорной гибки. Расхождение теоретических и экспериментальных данных не превышает 5–7%.

4. Полученные результаты исследований рекомендуется использовать при выборе технологии и оборудования для пластической гибки стержневых изделий, при проектировании гибочного инструмента и оценки его ресурса работы.

Список литературы

1. Лысов М.И. Теория и расчет процессов изготовления деталей методами гибки. Л.: Машиностроение, 1971. 236 с.
2. Вдовин С.И., Петров Н.В. Инженерные расчеты операций гибки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2004. № 12. С. 26-28.
3. Виноградов А.Г., Железков О.С., Морозов К.Ю. Исследование процесса гибки пружинных клемм ЖБР с использованием метода конечных элементов // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та. им. Г.И. Носова, 2010. Вып. 36. С. 68-70.
4. Norrie D.H., de Vries G. The Finite Element Method – Fundamentals and Applications. Academic Press. New York, 1973. 322 p.
5. DEFORM-3D Version 6.0 User's Manual // [M].Columbia, Ohio: Scientific Forming Technologies Corporation, 2006.

ROD BLANKS DOUBLE-SEAT PLASTIC BENDING

Laktushin Aleksey A. – Deputy Director, Concern ARS LLC, Moscow, Russia E-mail: Lotos77707@inbox.ru.

Zhelezkov Oleg S. – Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: ferumoff@mail.ru.

Makarov Bogdan B. – student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: nexusbionics@yandex.ru

Dolgushin Denis M. – Ph.D. head of the Department of Physics, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia E-mail: d.dolgushin@magtu.ru

Abstract. The article presents the results of a study of the process of double-support plastic bending of rod blanks of round cross-section. The process of deformation of a round workpiece, which was located on two fixed supports, and was deformed by a punch with a cylindrical working surface, was considered. The punch was located in the middle between the supports and moved perpendicular to the longitudinal axis of the original undeformed workpiece. Based on the analysis of the geometric parameters of the double support bending process, the dependence of the displacement h of the working tool on the bending angle α was established. To generalize the results obtained and the possibility of their use in a wide range of workpiece and tool sizes, dimensionless parameters were introduced and the dependence of the relative movement of the punch on the bending angle was obtained.

Using the finite element method (DEFORM-3D software package), a computer simulation of the process of two-support bending of round rod blanks was performed. When modeling the bending process, grade 40C2A steel, which is used in the manufacture of spring terminals for rail fastenings, was considered as the material of the bent workpiece. The hardening curve used in the calculations was constructed based on the results of tensile tests. Based on the modeling results, patterns of changes in the deformation force and cross-sectional shape at various stages of deformation were established. Experimental studies of the double-support bending process were carried out on an IR 5082-100 testing machine. The discrepancy between theoretical and experimental data will not exceed 5-7%.

Key words: plastic bending, rod blank, double-support bending, bending angle, tool stroke, finite element method, deformation force, deformation force, stress state

Ссылка на статью:

Двухопорная пластическая гибка стержневых заготовок круглого сечения / А.А. Лактюшин, О.С. Железков, Б.Б. Макаров, Д.М. Долгушин // Теория и технология металлургического производства. 2024. №1(48). С. 24-28.
Laktushin A.A., Zhelezkov O.S., Makarov B.B., Dolgushin D.M. Rod blanks double-seat plastic bending. *Teoria i tehnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2024, vol. 48, no. 1, pp. 24-28.

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 669.15-196

Петроченко Е.В., Емелюшин А.Н., Молочкова О.С., Дубровский В.К., Кулаков Б.А.

ИЗНОСОСТОЙКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Аннотация. В статье приведены результаты комплексных исследований влияния химического состава и скорости охлаждения металла в литой форме и термической обработки на фазовый состав, структуру, износостойкость, механические свойства белых хромистых, ванадиевых и хромованадиевых чугунов. При исследовании износостойкости закаленных хромистых чугунов, отлитых в песчано-глинистую форму, показано, что максимальная стойкость наблюдается при содержании углерода в сплавах 2,8–3,2% (что близко к эвтектическому). Увеличение содержания углерода выше указанных пределов снижает износостойкость в связи с охрупчивающим воздействием заэвтектических карбидов $(Fe, Cr)_7C_3$. Из результатов исследования следует, что хромистые чугуны, содержащие 2,8–3,1% углерода и 18–24% хрома и закаленные на максимальную твердость, обладают высокой твердостью (64–65 HRC) и износостойкостью. Введение в хромистые чугуны небольшого количества ванадия (до 3%) повышает максимальную твердость закаленных чугунов на 1–3 единицы HRC вследствие образования дисперсных высокотвердых карбидов VC. С увеличением концентрации углерода в сплаве твердость монотонно возрастает. Наивысшей твердостью обладают чугуны, содержащие 12–18% хрома (до 68 единиц HRC). При помощи термической обработки можно повысить твердость литых чугунов. Поскольку с увеличением твердости материала возрастает и его износостойкость при абразивном изнашивании, то целесообразно рассмотреть влияние термической обработки на твердость хромованадиевых чугунов различного состава. Показана возможность использования этих чугунов для изготовления износостойких изделий металлургического оборудования.

Ключевые слова: белые хромистые, хромованадиевые и ванадиевые чугуны, условия охлаждения при затвердевании, термическая обработка, фазовый состав и структура чугунов, эвтектики, механические свойства, износостойкость, микротвердость

Введение

В горнодобывающей, металлургической промышленности, при обработке металлов давлением, в частности в прокатном производстве и метизной отрасли, применяется много видов технологического оборудования, в котором эксплуатационная стойкость основных деталей и рабочего инструмента определяется показателями износостойкости и теплостойкости материала. К такому оборудованию относятся рабочие валки лентопрокатных станков, рабочие валки окатиноломателей, рихтующих и правильных приспособлений, ролики проводковой арматуры проволочных прокатных станков, ролики многовалковых станков холодной прокатки профилей в закрытых калибрах, калибрующие валки, а также пресс-формы для пресования огнеупорного кирпича и др.

Детали и рабочий инструмент указанных видов оборудования изготавливается преимущественно из термообработанных углеродистых и легированных сталей, а также из быстрорежущих сталей. В то же время многие виды этих изделий испытывают в основном абразивный износ и с успехом могут изготавливаться из специальных марок белого износостойкого чугуна, что в состоянии обеспечить удешевление производства, экономию металла, повышение срока службы инструмента и уменьшение простоев оборудова-

ния, связанного с заменой инструмента и переналадкой оборудования [1–12].

Легированные хромистые, ванадиевые и хромованадиевые чугуны давно нашли применение в промышленности как материал, работающий в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания [1]. В [2] показано, что высокой стойкостью обладают калибрующие валки из закаленного хромованадиевого чугуна.

Материалы и методика исследования

Экспериментальные сплавы для изучения структуры, свойств выплавляли в индукционной печи ИСТ-006 с основной футеровкой. Заливали в сухие и сырые песчано-глинистые формы (ПГФ) и кокиль. Для исследования использовали образцы чугунов размерами 35×35×10 мм. Было исследовано более 100 составов чугунов: хромистые, ванадиевые и хромованадиевые чугуны [4, 12, 13].

Химический состав образцов определяли на эмиссионном спектрометре фирмы «Бэрд» и на спектрометре OBLF QSG 750 по ГОСТ 18895-97.

Структуру и фазовый состав чугунов исследовали с помощью металлографического (световой микроскоп МЕИП 2700) и рентгенографического методов. Рентгеновская съемка производилась на дифрактометре ДРОН-УМ1 (в кобальтовом $K\alpha$ -излучении). Количественный металлографический анализ проводили с помощью анализатора изображений Thixomet PRO.

Сравнительные испытания на износостойкость сплавов и чугунов при трении о нежестко закрепленные (полузакрепленные) абразивные частицы прово-

© Петроченко Е.В., Емелюшин А.Н., Молочкова О.С., Дубровский В.К., Кулаков Б.А., 2024

дили по методике, регламентированной ГОСТ 23.208-79. Изнашивание проводилось абразивными частицами различной твердости (электрокорундом и периклазом), что определяло различные механизмы изнашивания.

Твердость измерялась методом Роквелла (С) в соответствии с ГОСТ 9013-59 и методом вдавливания алмазной пирамиды с углом между противоположными гранями 136° в соответствии с ГОСТ 9450-76 на твердомерах ПМТ-3 и Vuehler Micromet при нагрузке 50,100 гс для оценки твердости структурных составляющих и интегральной твердости эвтектик.

Результаты исследования

Исследовали структуру и износостойкость тройных сплавов Fe-Cr-C, содержащих 12–25% хрома. Концентрация углерода изменялась в пределах от 1,9 до 3,8%.

Фазовым рентгеноструктурным анализом карбидной фазы хромистых чугунов выявлены карбиды трех типов: K_1 – кубический карбид – $(Fe,Cr)_{23}C_6$; K_2 – гексагональный карбид – $(Fe,Cr)_7C_3$ и K_3 – карбид цементитного типа – $(Fe,Cr)_3C$. При отношении концентрации хрома и углерода в сплавах от 4 до 10 возникает карбид $(Fe,Cr)_7C_3$, при более высоких значениях этого отношения появляется кубический карбид $(Fe,Cr)_{23}C_6$, а при более низких – легированный хромом цементит.

После отливки в песчаную форму чугуны имеют сложную структуру, состоящую из эвтектических и первичных карбидов, продуктов диффузионного распада аустенита, аустенита и мартенсита, образующегося при бездиффузионном превращении ниже $200^\circ C$ [12, 14].

В зависимости от химического состава сплава, а также от соотношения структурных составляющих твердость литых хромистых чугунов составляет от 36 до 60 ед. HRC.

Термическая обработка хромистых чугунов позволяет дополнительно повысить их твердость и износостойкость [13, 16]. После закалки (в масле или воде) чугуны приобретают смешанную аустенитно-мартенситно-карбидную структуру. Твердость всех закаленных хромистых чугунов в зависимости от температуры аустенитизации изменяется по кривой с максимумом (рис. 1), поскольку с увеличением температуры закалки увеличивается концентрация углерода в мартенсите, и, с другой стороны, возрастает количество остаточного аустенита [4, 15]. Наименьший износ имеют чугуны, закаленные на максимальную твердость (см. рис. 1).

При исследовании износостойкости закаленных хромистых чугунов, отлитых в песчано-глинистую

форму, показано, что максимальная стойкость наблюдается при содержании углерода в сплавах 2,8–3,2% (что близко к эвтектическому). Увеличение содержания углерода свыше указанных пределов снижает износостойкость в связи с охрупчивающим воздействием заэвтектических карбидов $(Fe,Cr)_7C_3$. Из результатов исследования следует, что хромистые чугуны, содержащие 2,8–3,1% углерода и 18–24% хрома и закаленные на максимальную твердость, обладают высокой твердостью (64–65 HRC) и износостойкостью.

Среди легирующих элементов, которые вводят в состав хромистых чугунов, особого внимания заслуживает ванадий, поскольку известно, что износостойкость сплава зависит от твердости карбидных частиц, а карбиды ванадия имеют большую твердость, чем карбиды хрома.

Группа исследованных сплавов содержала от 3,0 до 5,1% ванадия, от 12 до 25% хрома и от 2,5 до 3,8% углерода. Сплавы были отлиты в песчано-глинистые формы.

Микроструктура до- и заэвтектических хромованадиевых чугунов в литом состоянии показана на рис. 2. В доэвтектических чугунах хорошо видны дендриты первичного аустенита (рис. 2, а, б). При увеличении содержания углерода строение эвтектики становится более грубым, дендритов первичного аустенита становится меньше. Увеличение содержания углерода сверх эвтектической концентрации приводит к появлению крупных первичных карбидов $(Fe,Cr)_7C_3$ (рис. 2, в), которые имеют явно выраженную карандашную форму. Карбиды VC при микроструктурном исследовании неразличимы.

С увеличением концентрации углерода от 2,5 до 3,8% в литых хромованадиевых чугунах, содержащих 18% Cr и 3% V, их твердость возрастет с 52 до 60 ед. HRC, что связано в первую очередь с увеличением в структуре количества карбидной фазы.

Введение в хромистые чугуны небольшого количества ванадия (до 3%) повышает максимальную твердость закаленных чугунов на 1–3 единицы HRC вследствие образования дисперсных высокотвердых карбидов VC. С увеличением концентрации углерода в сплаве твердость монотонно возрастает. Наивысшей твердостью обладают чугуны, содержащие 12–18% хрома (до 68 единиц HRC).

При помощи термической обработки можно повысить твердость литых чугунов. Поскольку с увеличением твердости материала возрастет и его износостойкость при абразивном изнашивании, то целесообразно рассмотреть влияние термической обработки на твердость хромованадиевых чугунов различного состава.

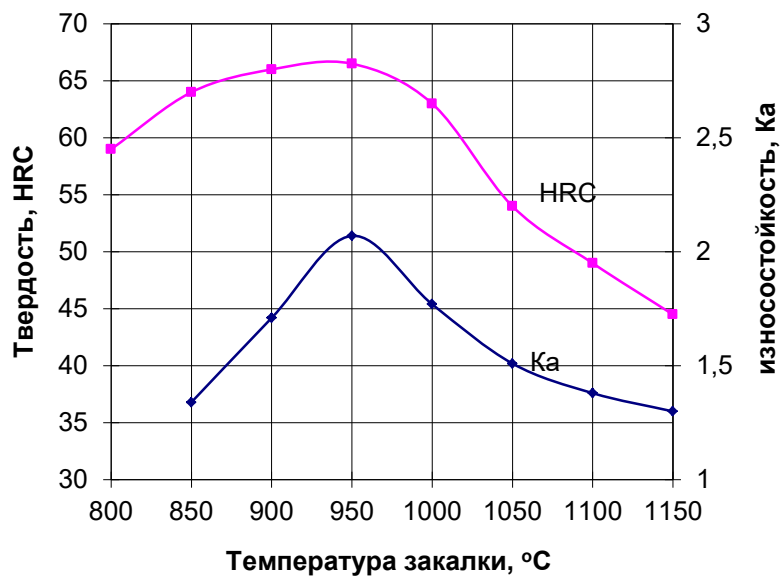


Рис. 1. Зависимость твердости и износостойкости при абразивном изнашивании от температуры закалки для чугуна 250X12

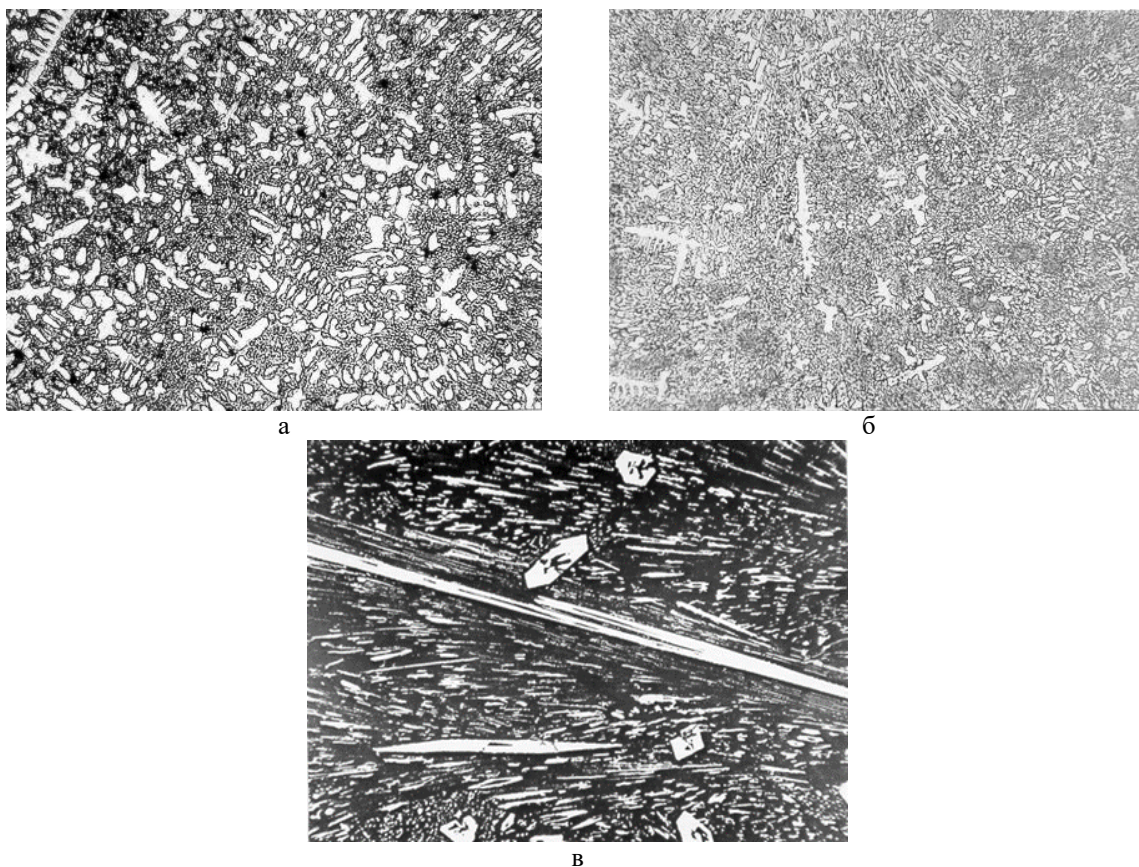


Рис. 2. Микроструктура хромованадиевых чугунов, отлитых в песчано-глинистую форму: а – 250X18Ф3; б – 280X18Ф3; в – 310X18Ф3

Зависимости твердости от температуры закалки для различных хромованадиевых чугунов показаны на рис. 3. Как и в случае хромистых чугунов, твердость исследованных чугунов в зависимости от температуры

закалки изменяется по кривой с максимумом. Восходящая ветвь максимума обусловлена, как обычно, возрастанием концентрации углерода в аустените и, соответственно, в мартенсите вследствие растворения кар-

бидов, а нисходящая – увеличением количества остаточного аустенита при чрезмерном легировании последнего [4].

На сплаве 280X18Ф3 была исследована зависимость абразивной износостойкости от температуры закалки (после закалки образцы подвергали отпуску при 190°C в течение двух часов). Образцы изготавливали из отливок, полученных литьем в песчано-глинистую форму. С повышением температуры закалки начальному повышению твердости соответствует уменьшение износа (рис. 4), при последующем снижении твердости в интервале температур от 1020 до 1200°C износ возрастает.

Известно, что износостойкость сплавов зависит от количества, твердости, прочности и дисперсности карбидной фазы. Карбиды ванадия VC имеют более высокую твердость по сравнению с карбидами хрома и прочностные свойства. Микротвердость карбида ва-

надия VC – 21–28 ГПа, а σ_b свыше 10000 МПа, модуль упругости – $43 \cdot 10^4$ МПа [1, 7, 10, 13]. В работе изучены структура и износостойкость ванадиевых чугунов с целью применения их для изготовления изделий, работающих в условиях абразивного изнашивания. Химический состав выплавленных ванадиевых чугунов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав ванадиевых чугунов

Номер сплава	Содержание элементов, вес. %			
	C	V	Mn	Si
1	2,15	6,4	0,98	0,34
2	2,48	6,8	0,76	0,41
3	3,12	7,1	0,77	0,43
4	3,525	6,4	0,64	0,39

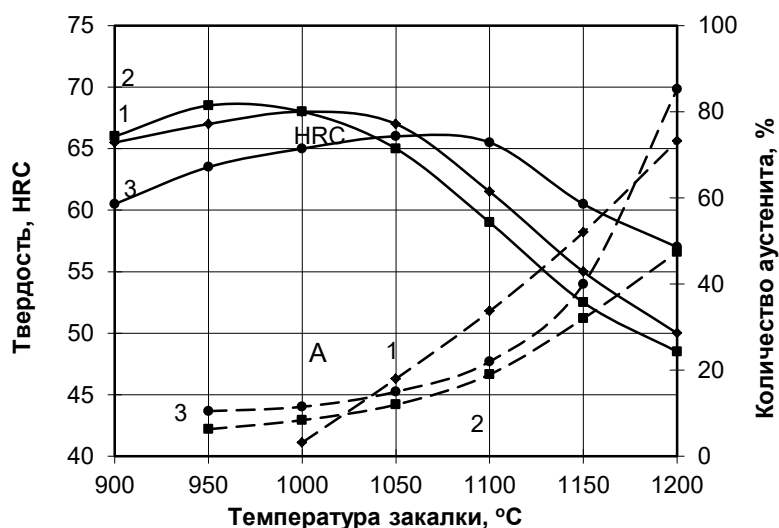


Рис. 3. Зависимость твердости и количества остаточного аустенита от температуры аустенизации закаленных хромованадиевых чугунов 310X18Ф3 (1), 310X12Ф3 (2) и 290X12Ф5 (3)

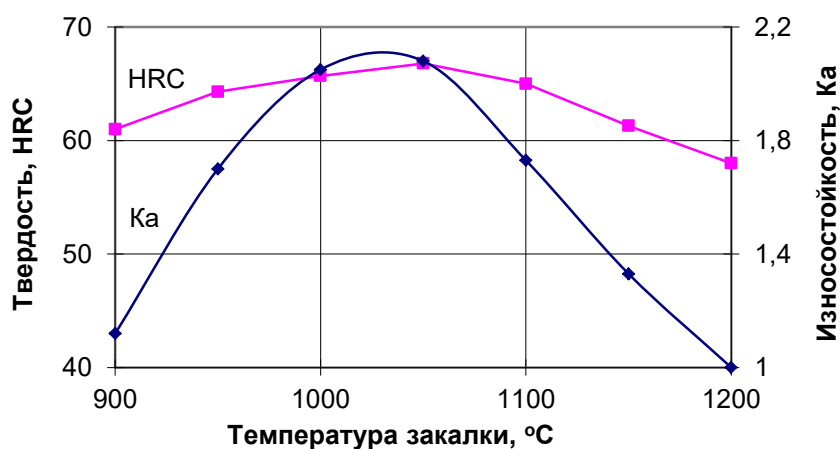


Рис. 4. Зависимость износостойкости при абразивном изнашивании хромованадиевого чугуна 300X18Ф3 от температуры закалки

В чугунах в зависимости от химического состава сплава и условий охлаждения формируются следующие структуры: структура, состоящая из дендритов аустенита (или продуктов его распада) и тройной эвтектики $\gamma + \text{Fe}_3\text{C} + \text{VC}$ (рис. 5, сплав 2); полностью инвертированная структура эвтектики $\gamma + \text{VC}$ (рис. 5, сплав 3); структура, состоящая из двух эвтектик $\gamma + \text{VC}$ и $\gamma + \text{Fe}_3\text{C} + \text{VC}$ (рис. 5, сплавы 4, 5). Уровень микротвердости матрицы литых ванадиевых чугунов 4,6–5,8 ГПа. Относительная износостойкость составляет 3–7 ед. по корунду (Ка) и 7–18 ед. по периклазу (Кп). Объемная доля карбидов ванадия 7,7–12,2%, ледебурита – 5,3–46,7%.

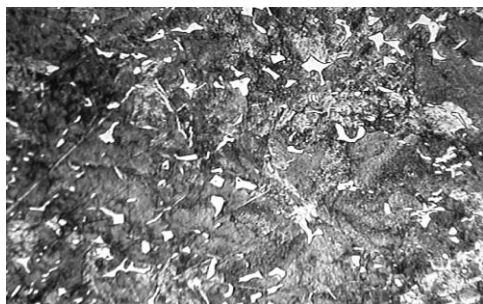
Наиболее высокие значения прочности, твердости и износостойкости получаются у сплавов, залитых в кокиль: ПГФ – 40–45 HRC; 4–5 ед. Ка; 12–15 ед. Кп; кокиль – 45–55 HRC, 5–7 ед. Ки; 15–18 ед. Кп.

Во многих случаях с повышением твердости сплава повышается и его износостойкость при абразивном изнашивании. Эффективно повысить твердость ванадиевых чугунов возможно проведением термической обработки. В качестве упрочняющей термической обработки выбрали закалку с полиморфным превращением.

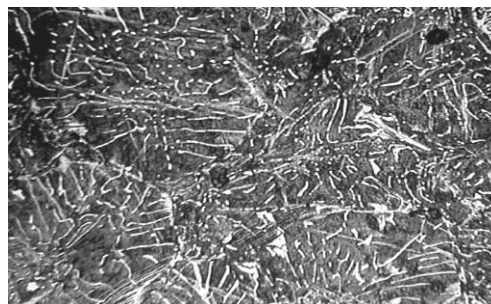
Твердость, как и другие механические свойства, в очень сильной степени зависят от температурно-временных параметров закалки. Температура нагрева под закалку ванадиевых чугунов выбиралась по возможности предельно низкой, ниже предела полного растворения карбидов. Закалка из неравновесного состояния гетерогенного аустенита, присутствие карбидов в частично растворенном виде способствовали образованию низкоуглеродистого мелко- и даже скрытоигольчатого мартенсита, армированного высокодис-

персными карбидами ванадия, высокой твердости и износостойкости. Охлаждение при закалке должно обеспечить получение мартенситной структуры, поэтому в качестве закалочной среды использовали воду.

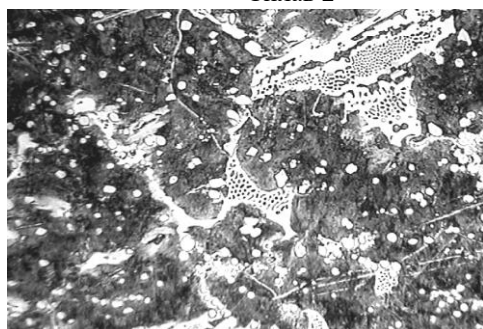
Основное назначение термической обработки ванадиевых чугунов состоит в том, чтобы добиться получения мартенситно-аустенитной металлической основы с нестабильным аустенитом. Образцы из исследуемых чугунов подвергали закалке в интервале температур 780–1000°C. Изучали влияние времени аустенитизации – 15, 30, 45 и 60 мин. Отпуск проводили при температурах от 50 до 250°C. При нагреве под закалку происходит старение аустенита, выделяются дисперсные карбиды ванадия по форме, близкой к шаровидной, размером 1-3 мкм, расстояние между карбидами 2-5 мкм. Старение обеспечивает эффект сильного вторичного твердения и рост износостойкости. При увеличении температуры нагрева и времени аустенитизации структура матрицы чугунов изменяется от мартенситной (мартенсит скрытоигольчатый) до мартенситно-аустенитной (мартенсит крупноигольчатый линзовидный), происходит рост вторичных карбидов и количества аустенита от 10 до 60%. Эти изменения снижают твердость чугунов и микротвердость металлической основы. Износостойкость возрастает только до температур отпуска 150-180°C. Низкий отпуск закаленных ванадиевых чугунов приводит к снижению внутренних напряжений и выделению ϵ -карбидов. Пластины ϵ -карбидов эффективно блокируют системы скольжения в решетке α -твердого раствора, что приводит к дополнительному упрочнению и росту износостойкости. При температуре 200-250°C в структуре чугуна появляется цементит, износостойкость снижается.



Сплав 2



Сплав 3



Сплав 4



Сплав 5

Рис. 5. Микрофотографии структур ванадиевых чугунов, $\times 500$

Закалка на мартенситную или мартенситно-аустенитную основу позволяет повысить твердость ванадиевых чугунов по сравнению с литым состоянием на 8–17 ед. HRC. Твердость закаленных чугунов достигает 65–66 HRC, а износостойкость этих чугунов при абразивном изнашивании в 2–3 раза больше износостойкости быстрорежущих сталей.

Для сравнения исследовали износостойкость сталей 6XB2C и X12BM, которые часто применяются для изготовления изделий, работающих при абразивном изнашивании (табл. 2).

Таблица 2

Износостойкость исследованных сплавов

Сплав	6XB2C	X12BM	№ 1 литой	№ 1 закаленный	№ 3 литой	№ 3 закаленный
Износостойкость по корунду	3	6	7	12	10	45
Износостойкость по периклазу	12	22	36	40	45	96

Заключение

Опытно-промышленные испытания и внедрение в производство отливок из исследованных чугунов показали следующее:

– перспективным материалом для изготовления режущего инструмента для обработки графита и других неметаллических материалов являются хромистые и хромованадиевые чугуны, закаленные на максимальную твердость и имеющие высокую твердость (63–67HRC) и износостойкость при абразивном изнашивании. Наибольшая износостойкость в обоих случаях достигается в сплавах с 2,8–3,2% углерода при 18–20% хрома. Стойкость резцов при обработке электродного графита превышает в 1,3–3,0 раза износостойкость инструмента из быстрорежущих сталей и лишь на 30–35% уступает твердосплавному инструменту;

– для производства деталей и инструмента, эксплуатируемых только в условиях абразивного изнашивания, предложены комплексно-легированные хромистые и хромованадиевые чугуны. Например, для деталей «шайба валковая» в прокатных станах и отливок типа «колесо», которые используются на коксохимическом производстве;

– для производства деталей, работающих при высоких температурах (до 600°C) в условиях абразивного изнашивания, предложены хромованадиевые чугуны, дополнительно легированные титаном. Например, для изготовления броневых плит желобов агломерационных машин в условиях горно-обогащительного производства ОАО «ММК»;

– для изготовления деталей, эксплуатируемых при одновременном воздействии высоких температур (до 800–1000°C) и абразивной среды, например, для изготовления колосников для грохотов агломерационных машин, предложены хромистые чугуны, дополнительно легированные марганцем, никелем и титаном. Эксплуатационная стойкость новых колосников превысила срок службы колосников из высоколегированной стали 75X24ТЛ более чем в 3 раза;

– износостойкость как литых, так и закаленных ванадиевых чугунов значительно превышает износостойкость сталей 6XB2C и X12BM, как минимум, в 2–3 раза, что позволяет рекомендовать ванадиевые белые чугуны для изготовления изделий, работающих при абразивном изнашивании при высоких нагрузках, например для изготовления деталей пресс-форм для прессования огнеупорного кирпича.

Список литературы

1. Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов. М.: Машиностроение, 1984. 104 с.
2. Влияние легирующих элементов на кристаллизацию, структурообразование и физико-механические свойства белого чугуна / Хосен Ри, Э.Х. Ри, В.А. Тейх и др. // Литейное производство. 2000. №10. С. 15–17.
3. Analysis of the Structure and Abrasive Wear Resistance of White Cast Iron With Precipitates of Carbides / D. Kopycinski, M. Kawalec, A. Szczsny [et al.] // Archives of Metallurgy and Materials. Institute of metallurgy and materials science of Polish academy of sciences. 2013. Vol. 58. Iss. 3. P. 973–976. doi: 10.2478/amm2013-0113.
4. Металловедение, физика и механика применительно к процессу обработки графитированных материалов. Структура и износостойкость инструментов / А.Н. Емелюшин, Д.А. Мирзаев, Н.М. Мирзаева и др. Магнитогорск: МГТУ, 2002. 200 с.
5. Комплексно-легированные белые чугуны функционального назначения в литом и термообработанном состояниях / Ри Э.Х, Ри Хосен, Колокольцев В.М., Петроченко Е.В. и др. Владивосток: Дальнаука, 2006. 275 с.
6. Гарбер М.Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. М.: Машиностроение, 2010. 280 с.
7. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны – эволюция и перспективы // Литейное производство. 2000. № 9. С. 15–16.
8. Yoganandh J., Natarjan S., Kumaresh Babu S.P. Ero-sive Wear Behavior of Nickel-Based High Alloy White Cast Iron Under Mining Conditions Using Orthogonal Array, Journal of Materials Engineering and Performance. 2013. Vol. 22(9). Pp. 2534–2540.
9. Zhenting W., Hongming G. Investigation on micro-structure and wear resistance of the new CrWMoV

- high-alloy wear resistant cast iron. *Advanced Materials Research*. 2015. Vols. 1061-1062. Pp. 670-673.
10. Kawalec M., Corny M. Alloyed white cast iron with precipitation of spheroidal vanadium carbides VC. *Archives of Foundry Engineering*. 2012. Vol. 12 (4). Pp. 95-100.
 11. Kolokoltsev V.M., Konopka Zbigniew, Petrochenko E.V. ZELIWO SPECJALNE Rodzaje, odlewanie, obrobka, cieplna, wtasciwosci. Czestochowa, 2013. 185 S.
 12. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В. Металлургические и металловедческие аспекты повышения функциональных свойств литых изделий из белых чугунов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 4 (48). С. 87-98.
 13. Петроченко Е.В., Молочкова О.С., Трофимова Е.А. Пути повышения специальных свойств комплексно-легированных белых чугунов // Теория и технология металлургического производства. 2023. № 1(44). С. 24–29. EDN FKYWLX
 14. Толочко Н. К., Андрушевич А. А. Методы получения мелкозернистой структуры отливок при кристаллизации // Литьё и металлургия. 2012. №2 (65). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/metody-polucheniya-melkozernistoy-struktury-otlivok-pri-kristallizatsii>.
 15. Sil'man G.I. Alloyed white iron with composite structure // *Metal Science and Heat Treatment*. 2005. Vol. 47. Pp. 343-348.
 16. Петроченко Е.В., Валишина Т.С. Влияние химического состава, условий кристаллизации и режимов термической обработки на особенности микроструктуры, механические и специальные свойства белых хромованадиевых чугунов // Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия. 2009. № 2. С. 39–42.

Сведения об авторах

Петроченко Елена Васильевна – профессор, доктор технических наук, доцент, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск. Россия. E-mail: evp3738@mail.ru

Емелюшин Алексей Николаевич – профессор, доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск. Россия. E-mail: emelushin.magtu.ru

Молочкова Ольга Сергеевна – доцент, кандидат технических наук, доцент, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск. Россия. E-mail: opetrochenko@mail.ru

Дубровский Виктор Константинович – доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВО «Южно-Уральский государственный университет (Национальный исследовательский университет)», г. Челябинск, Россия.

Кулаков Борис Алексеевич – доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВО «Южно-Уральский государственный университет (Национальный исследовательский университет)», г. Челябинск, Россия.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

WEAR-RESISTANT MATERIALS FOR THE MANUFACTURE OF PARTS OF METALLURGICAL EQUIPMENT

Petrochenko Elena V. – Dr. Eng., Ass. Prof., Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: evp3738@mail.ru

Emelyushin Alexey N. – Dr. Eng., Prof. Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: emelushin.magtu.ru

Molochkova Olga S. – Cand. Eng., Ass. Prof. Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: opetrochenko@mail.ru

Dubrovsky Victor K. – Dr. Eng., Prof., South Ural State University (national research university), Chelyabinsk, Russia.

Kulakov Boris A. – Dr. Eng., Prof., South Ural State University (national research university), Chelyabinsk, Russia.

Abstract. The paper presents the results of complex studies of the influence of chemical composition and cooling rate of metal in the casting mold and heat treatment on the phase composition, structure, wear resistance, mechanical properties of white chromium, vanadium and chromovanadium cast irons. In the study of wear resistance of hardened chromium cast irons cast in sandy-clay mold, it is shown that the maximum resistance is observed at a carbon content of 2.8...3.2% (which is close to eutectic). Increase in carbon content above these limits reduces wear resistance due to the embrittlement effect of zaeutectic carbides $(Fe, Cr)_7C_3$. It follows from the results of the study that chromium cast irons containing 2.8...3.1% carbon and 18-24% chromium and hardened to maximum hardness have high hardness (64-65 HRC) and wear resistance. Introduction of a small amount of vanadium (up to 3%) into chromium cast irons increases the maximum hardness of hardened cast irons by 1...3 HRC units due to the formation of dispersed high-hardness VC carbides. The hardness increases monotonically with increasing carbon concentration in the alloy. Cast irons containing 12...18% of chromium (up to 68 HRC) have the highest hardness.

By means of heat treatment, it is possible to increase the hardness of cast irons. Since with the increase in hardness of the material will increase and its wear resistance in abrasive wear, it is appropriate to consider the effect of heat treatment on the hardness of chromium-vanadium cast irons of different compositions.

The possibility of using these cast irons for the manufacture of wear-resistant products of metallurgical equipment is shown.

Keywords: White chromium, chrome vanadium and vanadium cast irons, cooling conditions during solidification, thermal treatment, phase composition and structure of cast irons, eutectic, mechanical properties, wear resistance, micro hardness

Ссылка на статью:

Износостойкие материалы для изготовления деталей металлургического оборудования / Е.В. Петроченко, А.Н. Емельюшин, О.С. Молочкова, В.К. Дубровский, Б.А. Кулаков // Теория и технология металлургического производства. 2024. №1(48). С. 29-36.
Petrochenko E.V., Emelyushin A.N., Molochkova O.S., Dubrovsky V.K., Kulakov B.A. Wear-resistant materials for the manufacture of parts of metallurgical equipment. *Teoria i tehnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2024, vol. 48, no. 1, pp. 29-36.

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»
(ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»)
Ленина пр., д. 38, г. Магнитогорск, 455000. Тел. (3519) 29-84-64.

ИНФОРМАЦИОННОЕ ПИСЬМО

Уважаемые коллеги!

Приглашаем Вас принять участие в издании научного журнала «Теория и технология металлургического производства» («*Teoriâ i tehnologiâ metallurgiĉeskogo 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