

ISSN 2311 - 5378

# Теория и технология металлургического производства

№ 4 (31) 2019

THEORIE UND TECHNOLOGIE

THE  
THEORY  
AND  
PROCESS  
ENGINEERING



DER  
METALLURGISCHEN  
PRODUKTION

OF METALLURGICAL PRODUCTION

[ttmu.magtu.ru](http://ttmu.magtu.ru)

# **ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА**

**№ 4 (31) 2019**

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). 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:**

*К.Н. Вдовин* – д-р техн. наук, проф.  
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»

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

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

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

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

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

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

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

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

*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 материаловедения  
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»,  
д-р техн. наук

### **Научный редактор:**

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

### **Технический редактор:**

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

### **Дизайнер:**

*Е.О. Харченко*

## **© ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2019**

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  
связей, информационных технологий и массовых коммуникаций

### **Адрес редакции:**

455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38, ауд. 315  
Тел.: (3519) 29-84-64.  
E-mail: TTapEoMP@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 27.12.2019. Заказ 408. Тираж 500 экз.  
Цена свободная.

# ***THE THEORY AND PROCESS ENGINEERING OF METALLURGICAL PRODUCTION***

---

**No. 4 (31) 2019**

---

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:**

**K.N. Vdovin** – D.Sc., Professor,  
Nosov Magnitogorsk State Technical University

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

### **Editor-in-Chief:**

**A.S. Savinov** – Director of Metallurgy Mechanical  
Engineering and Materials Processing Institute D.Sc.,  
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”, 2019**

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

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

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

### **Editorship address:**

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

### **Printing office:**

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

### **Editorial office:**

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

Publication date 27.12.2019. Order 408. Circulation: 500.  
Open price.

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ.....</b>	<b>4</b>
Манашев И.Р., Гаврилова Т.О., Шатохин И.М., Зиятдинов М.Х.	
<b>ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА АЗОТИРОВАННЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА .....</b>	<b>4</b>
Шубина М.В., Махоткина Е.С.	
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВЫЩЕЛАЧИВАНИЯ НА СТЕПЕНЬ ИЗВЛЕЧЕНИЯ ВАНАДИЯ ИЗ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ШЛАКОВ .....</b>	<b>13</b>
Бигеев В.А., Кретова А.О., Сычков А.Б., Зайцев Г.С., Малашкин С.О., Атангулова Г.Я.	
<b>СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ МАРКИ 80P В УСЛОВИЯХ ПАО «ММК» .....</b>	<b>18</b>
Чубуков М.Ю., Рутский Д.В., Зюбан Н.А., Агарков А.Ю.	
<b>МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ.....</b>	<b>26</b>
Кабанов В.Д., Метелкин А.А., Шевченко О.И., Пleshivtsev К.Н., Игнатъев И.Э.	
<b>МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВИЖЕНИЯ РАСПЛАВА В СИСТЕМЕ «ЦИРКУЛЯЦИОННЫЙ ВАКУУМАТОР - СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫЙ КОВШ» С ЦЕЛЬЮ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ПОДАЧИ НЕЙТРАЛЬНОГО ГАЗА ВО ВПУСКНОЙ ПАТРУБОК ЦИРКУЛЯЦИОННОГО ВАКУУМАТОРА .....</b>	<b>32</b>
<b>ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО .....</b>	<b>35</b>
Фирстов А.П.	
<b>НЕОБХОДИМОЕ ПОЯСНЕНИЕ К ВОПРОСУ ВРЕМЕНИ ПРОДУВКИ ЖИДКОСТЕКОННОЙ СМЕСИ .....</b>	<b>35</b>
<b>ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ .....</b>	<b>39</b>
Полякова М.А., Ширияева Е.Н., Звягина Е.Ю.	
<b>СИСТЕМНЫЙ АНАЛИЗ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ СТАЛЬНОГО ЛИСТА КАК ОСНОВА ВЫБОРА МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ.....</b>	<b>39</b>

## CONTENTS

<b>METALLURGY OF BLACK, COLOR AND RARE METALS.....</b>	<b>4</b>
Manashev I.R., Gavrilova T.O., Shatokhin I.M., Ziatdinov M.H.	
<b>THEORY AND TECHNOLOGY OF NITRIDED FERRO-ALLOYS PRODUCTION BY SELF PROPAGATING HIGH TEMPERATURE SYNTHESIS .....</b>	<b>4</b>
Shubina M.V., Makhotkina E.S.	
<b>INVESTIGATION OF LEACHING CONDITION INFLUENCE ON THE DEGREE OF VANADIUM EXTRACTION FROM METALLURGICAL SLAGS.....</b>	<b>13</b>
Bigeev V.A., Kretova A.O., Sychkov A.B., Zaitsev G.S., Malashkin S.O., Atangulova G.Y.	
<b>IMPROVEMENT OF PRODUCTION TECHNOLOGY FOR GRADE OF STEEL 80P IN THE CONDITIONS OF PJSC «MAGNITOGORSK IRON AND STEEL COMPANY» .....</b>	<b>18</b>
Chubukov M.Y., Rutskaa D.V., Zyuban N.A., Agarkov A.Y.	
<b>MODELING OF SOLIFICATION PROCESSES OF CASTINGS OF LOW-CARBON PIPE STEELS.....</b>	<b>26</b>
Kabanov V.D., Metelkin A.A., Shevchenko O.I., Pleshivtsev K.N., Ignatiev I.E.	
<b>MODELING OF MOVEMENT OF THE MELT IN THE SYSTEM CIRCULATORY VACUUM UNIT - STEEL LADLE FOR DETERMINE THE OPTIMAL PARAMETERS FOR THE SUPPLY OF NEUTRAL GAS INTO THE INLET PIPE OF THE CIRCULATORY VACUUM DEGASSER .....</b>	<b>32</b>
<b>FOUNDRY .....</b>	<b>35</b>
Firstov A.P.	
<b>ABOUT THE QUESTION CONCERNING THE TIME OF BLOWING THE LIQUID-GLASS MIXTURE.....</b>	<b>35</b>
<b>PROCESSING OF METALS BY PRESSURE.....</b>	<b>39</b>
Polyakova M.A., Shiriaeva E.N., Zvyagina E.Y.	
<b>SYSTEM ANALYSIS OF STEEL SHEET HOT ROLLING PROCESS AS THE BASICS FOR CHOICE THE DETERMINATION METHOD OF TECHNOLOGICAL SYSTEM DEPENDABILITY....</b>	<b>39</b>

# МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ

УДК 621.74

Манашев И.Р., Гаврилова Т.О., Шатохин И.М., Зиятдинов М.Х.

## ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА АЗОТИРОВАННЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

**Аннотация.** В работе на примере синтеза композиционных сплавов на основе нитридов ванадия, хрома и кремния изложены результаты исследований по получению в режиме горения нового класса легирующих материалов. Доказана принципиальная возможность создания СВС производства различных композиционных ферросплавов для сталеплавильного производства при использовании в качестве сырья обычных ферросплавов. Показано, что степень азотирования ферросплавов в режиме фильтрационного горения сильно зависит от давления азота, дисперсности порошка исходного материала и пористости азотируемых образцов. Чем выше давление азота, больше пористость образцов и крупнее частицы исходного порошка ферросплава тем большее количество азота фиксируется в продуктах горения. Более плотные образцы и образцы из более крупного порошка ферросплава азотируются в более узком диапазоне давления азота. Для инициирования стабильного послойного горения в таких образцах необходимо более высокое давление. Показано, что в зависимости от состава исходного ферросплава его азотирование может происходить либо по твердофазному (феррохром), либо по жидкофазному механизмам (ферросилиций, феррованадий). В первом случае температура горения ниже температуры плавления исходного сплава, а также эвтектики в системе Cr-Fe-N. Во втором – она выше. При твердофазном азотировании насыщение ферросплава азотом всегда происходит стадийно: при послойном горении и объемном догорании. При жидкофазном азотировании в зависимости от количества жидкой фазы в волне горения поглощение азота может происходить как в одну, так и в две стадии. При образовании большого количества плавленых продуктов горения (феррованадий) доазотирование отсутствует. При меньшей доли жидких продуктов горения (ферросилиция) вклад дореагирования значителен.

**Ключевые слова:** самораспространяющийся высокотемпературный синтез, ферросплавы, нитрид феррованадия, нитрид феррохрома, нитрид ферросилиция, фильтрационное горение, микролегирование, азотирование.

### Введение

Производство стали неуклонно растет. В 2018 г. в мире было выплавлено свыше 1,7 млрд. тонн стали. Использовано свыше 2 млрд т руды, ~ 1,2 млрд т угля, ~ 0,2 млрд т известня, более 0,06 млрд т ферросплавов. В будущем этот рост сохранится. Нагрузка на окружающую среду увеличится. Экологические проблемы остро стоят перед человечеством во многом «благодаря» металлургам. Увеличение производства стали может стать непосильным бременем для окружающей среды. Вместе с тем в настоящее время реальная альтернатива стали отсутствует. Сталь является основным конструкционным материалом и останется таковым в ближайшие десятилетия. Несмотря на то, что увеличивается потребление алюминия, титана и других металлов, а также пластмасс, керамики и иных конструкционных материалов, сплавы на основе железа еще долго будут доминировать в строительстве, транспорте, энергетике и т. д. Единственным путем сохранения масштабов применения стали для поддержания устойчивого развития мировой экономики без увеличения вредного воздействия на экологию является улучшение ее механических свойств. Повышая прочность и других физико-механические характеристики металла, можно значительно сократить его рас-

ход при повышении эксплуатационных параметров конечных изделий и увеличении их долговечности.

Одним из наиболее эффективных путей достижения необходимого уровня эксплуатационных свойств стали является микролегирование. В качестве микролегирующих элементов используют как металлы (V, Nb, Ti, Al и др.), так и неметаллы (N, B, P и др.). В связи с этим возрастают требования к качеству легирующих материалов. Их химический состав и структура должны обеспечивать высокое и стабильное усвоение микролегирующих элементов стальным расплавом. Для эффективного микролегирования стали требуется строгая дозировка микролегирующих элементов, которую можно достигнуть только при контролируемой степени их усвоения расплавом при минимальном расходе самой лигатуры. Традиционная печная технология производства сплавов для микролегирования практически исчерпала себя. Новый импульс для расширения применения сплавов для микролегирования может дать переход на композиционные ферросплавы. Стабильный оптимальный химический состав таких сплавов и композиционная структура гарантируют получение требуемой концентрации микролегирующих элементов в стали с минимальными затратами. Важным является также то, что микролегирующий элемент в композиционных лигатурах представлен в виде дисперсных частиц тугоплавких соединений: нитридов, боридов, силицидов и т. д. Синтез таких композиционных материалов осуществляется особым беспечным способом –

самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС).

СВС или синтез горением – это отечественный технологический процесс, предложенный более 45 лет назад [1]. Обычный СВС осуществляют за счет тепла, выделяющегося в результате экзотермических реакций синтеза из элементов. В СВС реакция кислорода отсутствует [2]. Здесь роль окислителя играют другие неметаллы (С, В, N, H и др.). Отличием СВС от привычного кислородного горения является отсутствие отходов, твердых или газообразных. В металлургии СВС технология до последнего времени практически не использовалась вследствие дороговизны порошков чистых металлов и неметаллов [3, 4]. Проблема применения СВС технологии в металлургии решена путем разработки концепции «металлургического СВС» процесса, в котором твердопламенное горение осуществляется за счет обменных экзотермических бескислородных реакций [5]. При синтезе композиционных легирующих материалов основным сырьем являются ферросплавы, лигатуры и сплавы цветных металлов. Дополнительная их СВС обработка позволяет получить новый комплекс свойств и обеспечить их технологическую и экономическую эффективность.

В настоящей работе на примере синтеза композиционных азотсодержащих ферросплавов показана возможность создания СВС производства материалов для металлургии. Такая возможность демонстрируется на примерах получения лигатур на основе нитридов V, Cr и Si как наиболее востребованных для микролегирования стали азотом. Азот как легирующий элемент стали известен более 80 лет. Достоинствами азота являются его доступность и практически неисчерпаемые запасы в природе. Технология его «добычи» не причиняет вреда окружающей среде и не сопровождается образованием отходов. Азот в природе встречается в газообразном виде. Для введения в сталь его обычно фиксируют в составе ферросплавов. Легирование при помощи сплавов является основным способом выплавки сталей с азотом ввиду его универсальности, а технология азотирования при помощи порошковой проволоки позволяет повысить степень усвоения азота и строго дозировать его концентрацию.

### Материалы и методы исследования

В качестве исходных материалов использовались стандартные ферросплавы (табл. 1). Для выделения

порошков нужной дисперсности применялись стандартные сита. Содержание азота и кислорода определяли с помощью прибора LECO TCH-600. Фазовый состав исходных и синтезированных сплавов определялся с помощью дифрактометра Shimadzu XRD 6000. Для азотирования использовался азот газообразный чистотой 99,95 % (ГОСТ 9293-74).

Синтез горением осуществлялся на установке лабораторный СВС реактор высокого давления [5]. В экспериментах использовались цилиндрические образцы двух видов: формованные и неформованные. В первом случае образцы получали прессованием, во втором - порошок ферросплава засыпался в газопроницаемый контейнер из стальной сетки. Температура горения ( $T_{г}$ ) измерялась с помощью W/Re 5/20 термопар. Спай термопары помещался в нижний торец образца на глубину ~1,5 см.

### Результаты исследований и их обсуждение

При синтезе композиционных азотированных ферросплавов одним из реагентов является азот. Такой синтез реализуется в режиме фильтрационного горения, который характеризуется сильной зависимостью параметров горения от давления азота ( $P_{N_2}$ ), дисперсности порошка ( $d_n$ ) и пористости образцов ( $\Pi_{обр}$ ) [2, 6].

Синтез композиционного азотированного феррованадия. К настоящему времени разработано много различных марок сталей, содержащих V и N. При этом наибольшее применение получили HSLA и рельсовые стали [7]. За рубежом для выплавки HSLA сталей с V и N используют преимущественно сплав NITROVAN [8]. Высокая концентрация примесей (S, C и др.), высокая температура плавления ( $T_{пл}$ ) (~2400°С) и низкая плотность (2,5-3 г/см<sup>3</sup>) ограничивают его применение. NITROVAN отличается низким и нестабильным усвоением азота и ванадия стальным расплавом.

В России основным источником ванадия для микролегирования стали является феррованадий с ~ 50 % V. Производят его экономичным силикотермическим восстановлением технической пятиокиси ванадия. Сплав представляет собой интерметаллид со структурой  $\sigma$ -фазы. Такой феррованадий хрупок, поэтому получение порошка для азотирования не представляет трудностей.

Таблица 1

Состав исходных ферросплавов

Марка	ГОСТ	Ведущий элемент, %	C	Si	S	P	Al	Mn	Фазовый состав
ФВд50У0,5	27130-94	V: 52,4	0,38	1,9	0,01	0,06	0,1	3,6	$\sigma$ -VFe
ПФН	4757-91	Cr: 75,6	0,03	0,7	0,01	0,02	0,18	-	Cr(Fe)
ФС75	1415-93	Si: 79,4	0,08	79,4	0,01	0,02	0,3	0,3	Si, FeSi <sub>2</sub>
ФС65	1415-93	Si: 68,1	0,07	68,1	0,01	0,02	1,6	0,4	FeSi <sub>2</sub> , Si
ФС45	1415-93	Si: 48,3	0,23	48,3	0,01	0,03	0,8	0,7	FeSi <sub>2</sub> , FeSi

При повышении давления азота и увеличении пористости образцов растет концентрация азота в продуктах горения (рис. 1). Пористость образцов 56% соответствует пористости порошковой засыпки без уплотнения, а 39% - пористости прессованных образцов. Прессованные образцы не горят при давлении менее 3 МПа, а непрессованные – менее 0,5 МПа. Интервал пористости образцов 36-46% был получен в формованных образцах путем варьирования давления прессования, а диапазон 50-56% – в непрессованных. Образцы с низкой пористостью в режиме горения не азотируются. Чем ниже давление азота, тем уже диапазон пористости, при которой возможно горение. При повышении давления азота и увеличении пористости образцов улучшаются условия фильтрации при горении, что приводит к росту количества азота, фиксируемого в продуктах синтеза.

Азотированию подвергались порошки феррованадия различных фракций. Полидисперсный порошок исходного феррованадия просеивался через сита размером ячеек 50, 100, 160 и 315 мкм. Непрессованные образцы различной дисперсности азотировались при давлении 1 и 6 МПа. При более высоком давлении становится возможным азотирование более крупного порошка. Порошок дисперсностью -315 мкм проазотировать в режиме горения не удастся. С ростом размеров частиц степень азотирования незначительно повышается: с 8,8 до 9,4 при 1 МПа (-50 и -100 мкм) и с 10,6 до 11,5 при 6 МПа (-50 и -160 мкм).

Температура горения феррованадия в азоте в зависимости от условий процесса изменяется в пределах 1480–1560°С. Она коррелируется с содержанием азота в продуктах горения. На рис. 2 представлен типичный температурный профиль, полученный с помощью термопары.

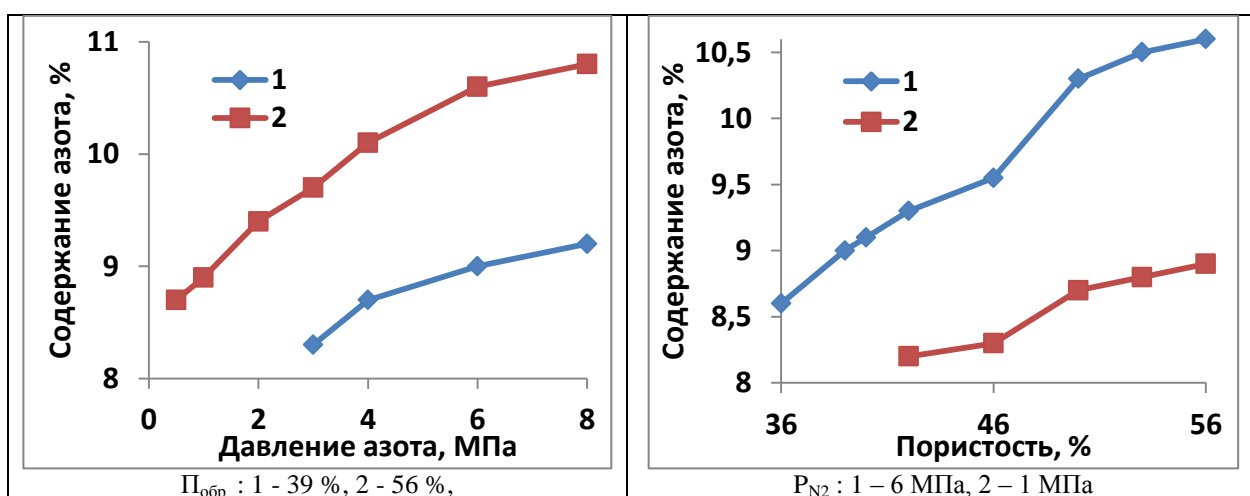


Рис. 1. Влияние давления азота и пористости образцов на содержание азота в (Fe-V),  $d_{т} \leq 50$  мкм

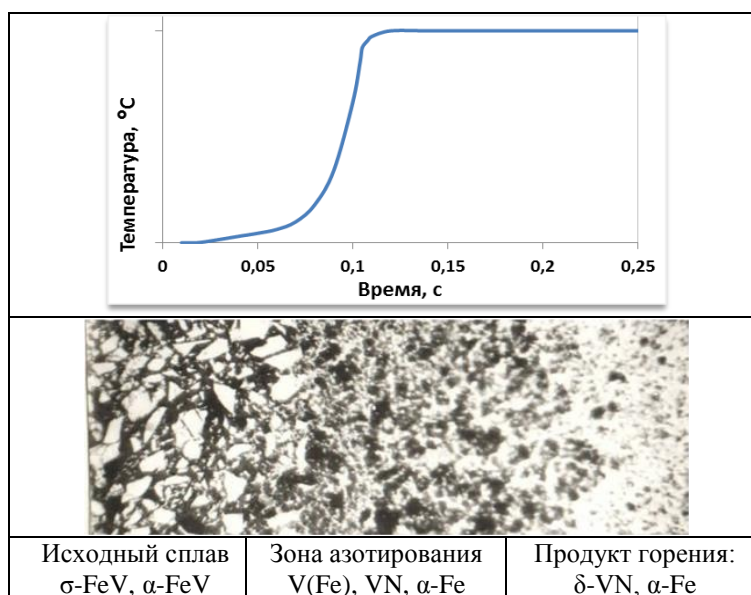


Рис. 2. Типичный температурный профиль азотирования феррованадия и структура зоны горения, размер частиц менее 50 мкм

Температурный профиль совмещен со структурой зоны горения, зафиксированной закалкой горящего образца. Из такого образца был изготовлен шлиф.

Из рис. 2 видно, что максимальная температура ( $T_r$ ) достигается очень быстро ( $\sim 0,1$  с). Примерно столько же времени занимает процесс превращения исходного порошка феррованадия ( $\sigma$ -FeV) в композиционный продукт ( $\delta$ -VN +  $\alpha$ -Fe). Формированию практически беспористой композиционной структуры способствует «взрывное» азотирование в результате  $\sigma \rightarrow \alpha$  реакции [5]. Ускоренное уплотнение является причиной отсутствия дореагирования при азотировании феррованадия. При азотировании металлов и ферросплавов поглощение азота может происходить стадийно. Стадийность фиксируется при сжигании образцов в специальной СВС установке с непрерывной регистрацией их веса (рис. 3). При горении феррованадия реализуется одностадийное азотирование, образцы (Fe-V) после горения имеют плавную структуру пористостью менее 10%.

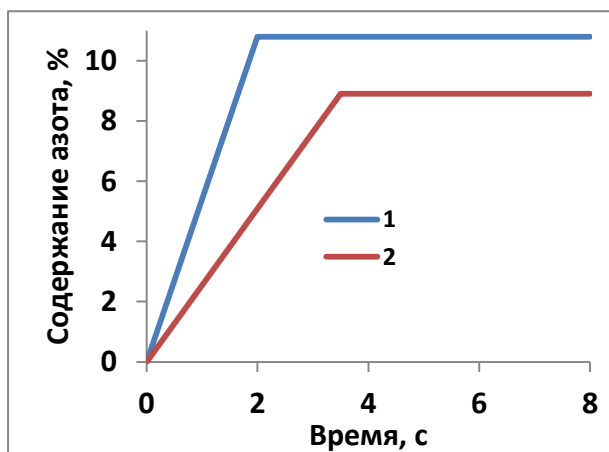


Рис. 3. Гравиметрические кривые азотирования феррованадия: 1 – 8 МПа; 2 – 1 МПа

Азотирование феррохрома. В настоящее время азотированный феррохром используют для выплавки большого класса нержавеющей сталей. Наиболее устойчивыми является выплавка аустенитных нержавеющей сталей с Cr-Mn и Cr-Mn-Ni основами. Различные варианты этих сталей стандартизированы. Широко распространенными и массовыми являются так называемые стали «серии 200» (UNS20100, UNS20200, UNS20500 и т.д.). В настоящее время наибольшее количество азотсодержащих нержавеющей сталей выплавляется в странах с наиболее динамично развивающейся металлургией Китая, Индии и др. Хромомарганцевые азотсодержащие стали применяют в строительстве, транспорте, химической и пищевой промышленности, из них делают детали автомобилей и бытовой техники, посуду и т. д.

Кроме сталей 200-й серии, которые являются массовыми, с широким спектром применения разработаны и используются высокоазотистые стали с узкоспециальным назначением. Из-за своих уникальных свойств они стали буквально безальтернативными. Яркими примерами таких сталей являются сталь 08-12X18AГ18 с  $\sim 0,5\%$  N для изготовления бандажных колец турбогенераторов, жаропрочная сталь 55X21Г9АН4 с 0,3-0,6% N для клапанов двигателей автомобильной техники, а также стали для работы в криогенных условиях и морской воде. Фактически только азотированием можно достичь одновременного повышения прочности, вязкости и коррозионной стойкости металла [9, 10].

Для азотирования использовали наиболее чистый по примесям порошок алюминотермического феррохрома. Порошок феррохрома ( $d_n \leq 0,02; 0,04$  и  $0,08$  мм) сжигали без уплотнения в газопроницаемых оболочках из стальной сетки. Горение в прессованных образцах не удается инициировать при давлении азота до 10 МПа. Причиной этого является низкая экзотермичность реакций образования нитридов хрома. Взаимодействие феррохрома с азотом в волне горения реализуется по твердофазному механизму. Низкоуглеродистый феррохром плавится при  $1550-1670^\circ\text{C}$ . В системе Cr-Fe-N температура появления жидкой фазы выше температуры горения. В диапазоне  $P_{N_2} = 2,0-10,0$  МПа температура горения составила  $1220-1300^\circ\text{C}$  при расчетной  $\sim 1680^\circ\text{C}$ . На рис. 4 представлен типичный температурный профиль азотирования феррохрома. С ростом начальной температуры ( $T_o$ ) скорость горения феррохрома увеличивается. При  $T_o \geq 400^\circ\text{C}$  азотируются и более крупные порошки феррохрома ( $d_n \leq 0,2$  мм). Твердофазный механизм способствует достижению высокой степени азотирования. Для сплава с 75,6 % Cr расчетная концентрация азота 16,9 %, а реально достигнутое –  $\sim 14,2\%$  N. Чем мельче порошок, тем больше степень азотирования феррохрома (рис. 5). Азотированный феррохром имеет композиционную структуру, состоящую из нитрида  $(Cr_xFe_y)_2N$  и твердого раствора азота в феррохроме Cr(Fe, N) (рис. 6, табл. 2).

Азотирование феррохрома происходит в фильтрационном режиме. Основными параметрами являются химический состав исходных материалов, размер частиц азотируемого сплава, проницаемость порошковой засыпки, давление азота и условия его доставки в реакционную зону. Азотирование феррохрома в режиме горения реализуется в твердой фазе. Температура горения ограничена температурой диссоциации CrN. При азотировании феррохрома можно получить нитрид с 8,8-14,2% N.



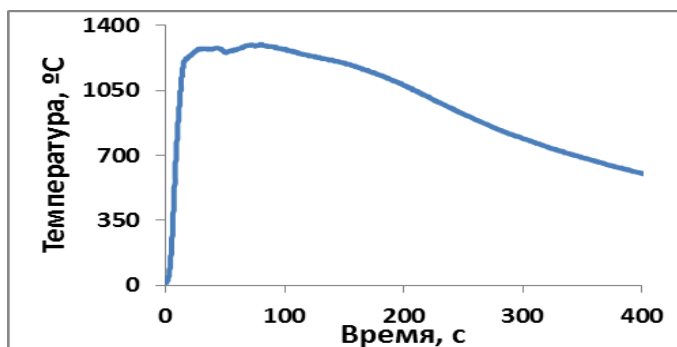


Рис. 4. Типичный температурный профиль азотирования феррохрома:  
 $P_{N_2} = 5$  МПа;  $T_r = 1280^\circ\text{C}$

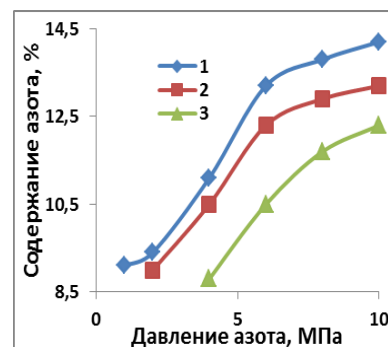
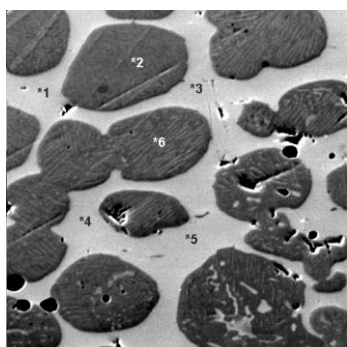


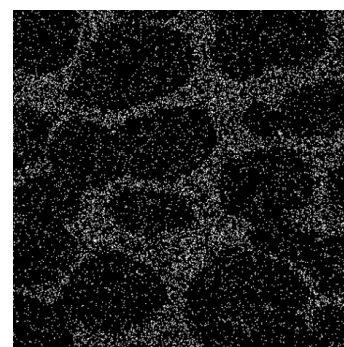
Рис. 5. Влияние  $P_{N_2}$  на содержание азота в феррохrome;  $d_n$ :  
1 – 0,02 мм, 2 – 0,04 мм 3 – 0,08 мм



а



б



в

Рис. 6. Микроструктура и микроанализ азотированного феррохрома

Таблица 2

Результаты микроанализа азотированного феррохрома (рис. 7, а)

	1	2	3	4	5	6
Cr (а)	57,7	82,8	66,6	66,1	57,6	78,1
Fe (б)	33,1	6,3	25,5	27,5	33,5	13,3
N	3,4	10,7	3,8	2,0	3,1	7,2
Фазы	Cr(Fe <sub>3</sub> N)	(Cr <sub>x</sub> Fe <sub>y</sub> ) <sub>2</sub> N	Cr(Fe <sub>3</sub> N)	Cr(Fe <sub>3</sub> N)	Cr(Fe <sub>3</sub> N)	(Cr <sub>x</sub> Fe <sub>y</sub> ) <sub>2</sub> N

Азотирование ферросилиция. Закономерности азотирования ферросилиция в режиме горения близки с закономерностями горения кремния [11]. Ферросилиций плавится при более низких температурах, чем металлический кремний. Сплавы, содержащие от 40 до 80% Si, начинают плавиться при нагреве свыше  $1210^\circ\text{C}$ . Поэтому сильнее проявляются эффекты, обусловленные образованием жидкой фазы. Ферросилиций, так же как феррованадий и феррохром, азотируется в фильтрационном режиме. При таком режиме закономерности горения, а также состав и структура продуктов синтеза сильно зависят от давления рабочего газа, проницаемости шихты, размеров частиц сплава, а также количества азотируемой смеси, введения в шихту дополнительных технологических ингредиентов, их химического и фазового состава, уровня исходного разогрева исходной смеси, наличия жидких фаз в шихтовых материалах или продуктах горения. Подтверждением этому служат зависимости степени разогрева, а также количества азота в продуктах горения ферросилиция от концентрации кремния (рис. 7). С увеличе-

нием в сплаве содержания кремния повышается его активность. Ферросилиций интенсивнее реагирует с азотом. В результате этого значительно увеличивается скорость горения. При этом концентрация азота в продуктах горения также увеличивается (рис. 7, а), в то время как доля кремния, превратившегося в нитрид, снижается по мере уменьшения в сплавах содержания железа. При этом повышение давления азота приводит лишь к незначительному увеличению температуры горения ферросилициевых сплавов.

При более высоком содержании в ферросилиции кремния большее количество азота фиксируется в продуктах горения. При повышении давления азота температура горения всех марок ферросилиция повышается незначительно (рис. 7, б). Чем больше кремния превращается в нитрид, тем выше температура горения. При давлении 1,0-12,0 МПа степень превращения кремния в нитрид далека от максимальных значений. Разогрев, достигаемый при горении ферросилиция в азоте, много выше его температуры плавления.

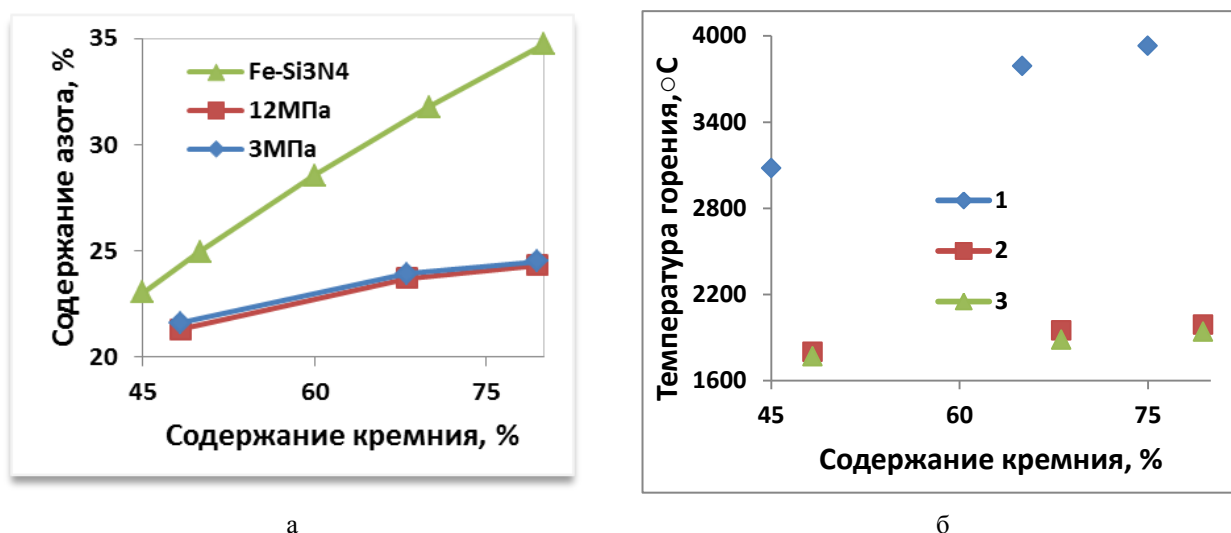


Рис. 7. Влияние концентрации кремния в ферросилициде на содержание азота (а) и температуру горения (б): 1 – расчет; 2 – 12 МПа; 3 – 3 МПа;  $d_n \leq 0,08$  мм

Начало температуры плавления ферросилиция марок ФС65 и ФС75  $\sim 1200^\circ\text{C}$ , а при температуре свыше  $1300-1350^\circ\text{C}$  они полностью жидкие. Анализ микроструктур не полностью сгоревших образцов подтверждает, что в волне горения происходит интенсивная коагуляция расплавленных частиц ферросилиция. Реакционная поверхность в результате этого уменьшается, что приводит к неполному превращению кремния в нитрид.

Азотирование ферросилиция происходит медленно: при  $P_{N_2} = 12,0$  МПа скорость горения  $U_f = 0,55-0,60$  мм/с. Причиной этого является низкая растворимость азота в твердом и жидком кремнии, низкая диффузионная подвижность атомов N и Si, низкая теплопроводность нитрида кремния  $Si_3N_4$  и ферросилициевых сплавов. Чем больше размер частиц сплава, тем меньше количество азота фиксируется в продуктах горения вследствие неполного перехода кремния в нитрид.

Фильтрация азота создается за счет разности давлений в реакционной зоне и внешнем пространстве. Азот непрерывно поглощается, и давление в зоне реакции снижается. Таким образом, реакционная зона действует как химический насос, закачивающий газ в волну горения. Чем больше пористость, тем эффективнее фильтрация, тем лучшие условия создаются для горения. Чтобы возникла стадия доазотирования, необходимо, во время горения сохранить проницаемость образцов и неполноту перехода кремния в нитрид непосредственно в волне синтеза. Пористость продуктов горения составляет 35-55%. Анализ химического состава образцов, закаленных резким прерыв-

анием горения, позволил обнаружить, что при дореагировании происходит значительное увеличение концентрации в них азота.

Основной фазой, содержащейся в азотированном ферросилициде, является  $\beta-Si_3N_4$ . Заметных количеств  $\alpha-Si_3N_4$  не обнаруживается. На фазовый состав наибольшее влияние оказывает количество кремния, превратившегося в нитрид ( $Si \rightarrow Si_3N_4$ ). После азотирования в режиме горения образуется композиционный продукт, основу которого составляет  $\beta-Si_3N_4$  (60-85%). При полном превращении кремния в нитрид связкой для него будет служить  $\alpha-Fe$ , а при низкой его силициды.

Вследствие большого содержания кремния в исходном сплаве и большой разницы в плотностях основных его ингредиентов (Si и Fe) в композиции, синтезированном из сплава ФС75, объемная доля нитрида превышает 90% (рис. 8). При этом Fe распределено по объему в виде отдельных островков размером до  $\sim 200$  мкм. Образование их происходит вследствие слияния расплава Fe и его силицидов. Таким образом, СВС метод позволяет синтезировать композиционный сплав на основе  $Si_3N_4$ , используя в качестве исходного материала всех марок ферросилиция. Основу их составляет наиболее термостабильный нитрид кремния  $\beta$ -модификации. Такая форма  $Si_3N_4$  наиболее эффективна для применения в литейных и желобных массах и в качестве компонента легирующих материалов. Для практического применения оптимальным является использование сплава ФС75 при производстве продукции для огнеупоров, а для легирования стали – наиболее чистые по примесям марки сплава ФС65.

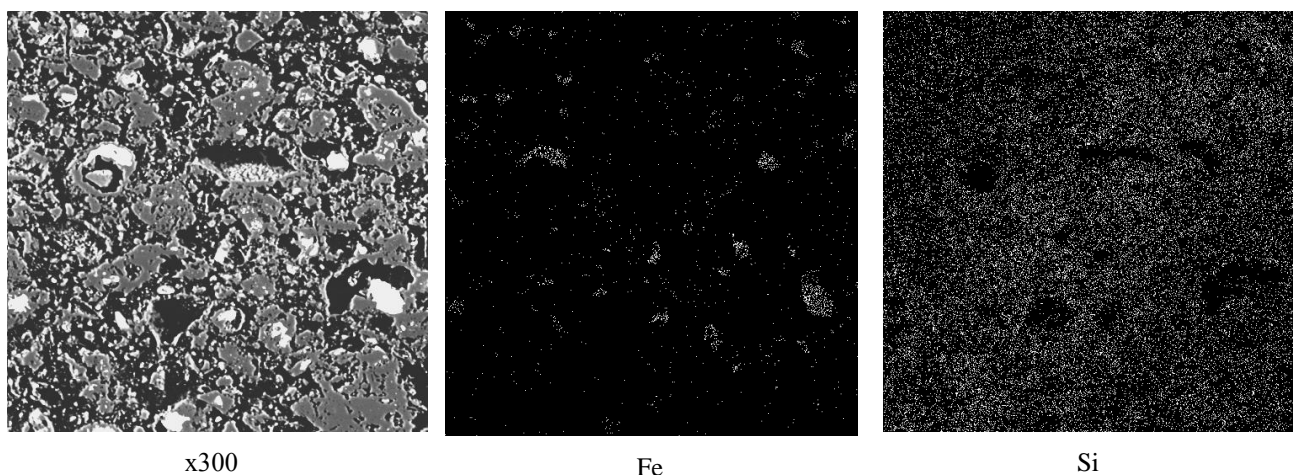


Рис. 8. Микроструктура и микроанализ SVC – нитрида ферросилиция

В начале 2000-х на Магнитогорском металлургическом комбинате и предприятии «ВИЗ-сталь» началось освоение процесса производства трансформаторной стали из металла, выплавленного в 350-тонных конвертерах с разливкой на УНРС в слябы весом 16 т и прокаткой на широкополосном стане 2000. Одним из самых сложных моментов в технологии выплавки новой стали было получение в ней требуемого (0,009-0,012%) содержания азота - ключевого легирующего элемента. Именно азот, образуя наноразмерные нитриды алюминия, позволяет формировать при термообработке уникальную ребровую текстуру, определяющую высокие магнитные характеристики металла. Решением этой проблемы стало применение композиционного азотированного ферросилиция ( $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-FeSi-Fe}$ ) марки НИТРОФЕСИЛ<sup>®</sup> А, разработанного в «НТПФ “Эталон”». В настоящее время весь трансформаторный металл в России выплавляется микролегированием с его помощью. В кусковом виде лигатуру присаживают в ковш во время выпуска для предварительного легирования металла азотом перед выпечной обработкой. В готовой стали требуемое его содержание получают корректировкой порошковой проволокой с той же лигатурой. Такая технология обеспечивает выход высших марок по содержанию азота в ковшовой пробе на уровне 80-90%, а в подкате - 100%. Узкие пределы его концентрации обеспечивают выход готовых листов высшего качества по уровню магнитных свойств в пределах 92-95%.

В настоящее время ОАО «НЛМК», используя опыт ОАО «ММК», при выплавке трансформаторной стали в кислородных конвертерах для корректировки содержания азота применяет порошковую проволоку с азотированным ферросилицием в качестве наполнителя. Это в условиях конвертерного цеха НЛМК позволило: уменьшить разброс значений содержания азота в стали (рис. 9).

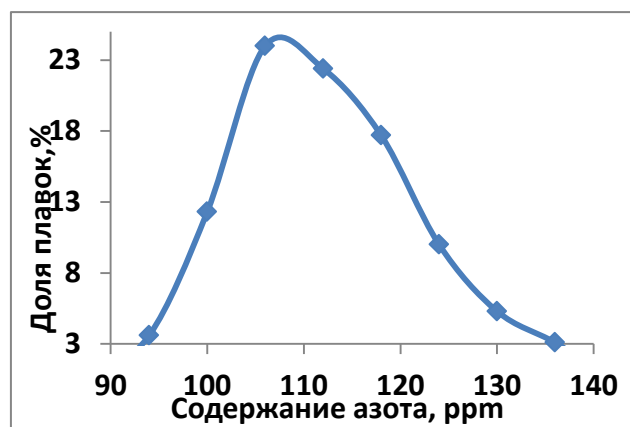


Рис. 9. Распределение содержания азота в стали

Начиная с 2005 года на российских предприятиях был внедрён вариант модифицирования стали азотом, основанном на введении в ковш нитрида кремния с помощью трайбаппарата, что позволило окончательно закрепить преимущество нитридного варианта по уровню магнитных свойств (снижение потерь  $R_{1,7/50}$  при толщине полос 0,27 и 0,23 мм составило 0,09 Вт/кг), снижению расходного коэффициента (с 1,24 до 1,12 т/т), снижению расхода электроэнергии (с 2,83 до 2 МВтч/т).

### Заключение

На примере синтеза композиционных азотсодержащих ферросплавов на основе нитридов V, Cr и Si продемонстрирована возможность создания SVC производства материалов для металлургии. Показано, что, используя в качестве сырья стандартные ферросплавы отечественного производства, возможно синтезировать композиционные лигатуры, сочетающие высокое содержание азота с высокой плотностью. Новые композиционные ферросплавы прошли успешные опытно-промышленные испытания на металлургических заводах России: композиционный

азотированный феррованадий при выплавке высокопрочной низколегированной и рельсовой стали («ЕВРАЗ НТМК», «ЕВРАЗ ЗСМК» и др.), композиционный азотированный феррохром при выплавке различных марок нержавеющей стали (ПАО «Электросталь», ПАО «Русполимет» и др.), композиционный азотированный ферросилиций при выплавке трансформаторной стали (ПАО «НЛМК», ПАО «ММК»).

#### Список литературы

1. Мержанов А. Г., Боровинская И. П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений // Докл. АН СССР. 1972. Т. 204. С 366-369.
2. Мержанов А. Г. Научные основы, достижения и перспективы развития процессов твердопламенного горения // Изв. РАН. Серия химическая. 1997. Т. 46. № 1. С. 7-31.
3. Levashov E. A., Mukasyan A. S., Rogachev A. S. and Shtansky D. V.. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings. // International Materials Reviews, 2017. Vol. 62. No. 4. P. 203–239.
4. Mukasyan AS, Rogachev AS, Aruna ST. Combustion synthesis in nanostructured reactive systems. // Advanced Powder Technology. 2015. Vol. 26. No. 3. P. 954–976.
5. Ziatdinov M. Kh., Shatokhin I. M., Leont'ev L. I. SHS Technology for Composite Ferroalloys. 1. Metallurgical SHS: Nitride of Ferrovandium and Ferrochromium // Steel in Translation. 2018. Vol. 48. No. 5. P. 269-276.
6. Munir Z. A., Holt J. B. The combustion synthesis of refractory nitrides. Part 1. Theoretical analysis // Journal of Materials Science. 1987. Vol. 22. Iss 2. P. 710–714.
7. Chukin M. V., Poletskov P. P., Nikitenko O. A., Nabatchikov D. G. Study of Microstructure of Rolled heavy Plates Made of Low-alloyed Pipe Steel with Increased Strength and Cold Resistance // CIS Iron and Steel Review. 2017. Vol. 13. P. 28–32.
8. Tian P., Zhong Z. Y., Bai R. G., Zhang X. L., Gao H. Application of Different Vanadium Alloys in Steel // Proceedings of the International Conference on Computer Information Systems and Industrial Applications (CISIA 2015). Bangkok, Thailand on June 28-29, 2015. P. 861-864.
9. Hanninen H.E. Application and Performance of high Nitrogen Steels // Steel GRIPS. 2004. N. 2. P. 371-380.
10. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V., Kindop V.E. Influence of Nitrogen and Copper on Hardening of Austenitic Chromiumnickel-manganese Stainless Steel // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 11. P. 30–34.
11. Mukasyan A. S., Merzhanov A. G., Martinenko V. M., Bоровинская I. P. Blinov M. Y. Mechanism and Principles of Silicon Combustion in Nitrogen // Combustion Explosion Shock Waves. 1986. Vol. 22. No. 5. P. 534–540.
12. Ziatdinov M. Kh., Shatokhin I. M., Leont'ev L. I. SHS Technology for Composite Ferroalloys. 2. Synthesis of Ferrosilicon Nitrides and Ferrotitanium Boride // Steel in Translation. 2018. Vol. 48. No. 7. P. 411-418.
13. Shatokhin M., Ziatdinov M.Kh., Smirnov L.A., and Manashev I.R. “Nitrided Ferroalloy Production By Metallurgical SHS Process: Scientific Foundations and Technology” in Theoretical and practical conference with international participation and School for young scientists «FERROALLOYS: Development prospects of metallurgy and machine building based on completed Research and Development». Kne Materials Science, 2019, pages 191–206. DOI 10.18502/kms.v5i1.3969

#### Сведения об авторах

**Манашев Ильдар Рауэфович** – канд. техн. наук. зам. директора по развитию производства композиционных материалов, ООО «НТПФ «Эталон», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: [mirney@ya.ru](mailto:mirney@ya.ru)

**Гаврилова Татьяна Олеговна** – зам. генерального директора, ООО «НТПФ «Эталон», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: [mail@ntpf-etalon.ru](mailto:mail@ntpf-etalon.ru)

**Шатохин Игорь Михайлович** – генеральный директор, ООО «НТПФ «Эталон», г. Магнитогорск, Россия. E-mail: [mail@ntpf-etalon.ru](mailto:mail@ntpf-etalon.ru)

**Зиятдинов Мансур Хузиахметович** – д-р техн. наук, ведущий научный сотрудник, Томский государственный университет, г. Томск, Россия. E-mail: [ziatdinovm@mail.ru](mailto:ziatdinovm@mail.ru)

---

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

---

**THEORY AND TECHNOLOGY OF NITRIDED FERRO-ALLOYS PRODUCTION BY SELF PROPAGATING HIGH TEMPERATURE SYNTHESIS**

**Manashev Idar Rauefovich** – Caud. Sci. (Eng.), Deputy Director of composite materials, NTPF Etalon LTD MSTU. E-mail: mirney@yandex.ru

**Gavrilova Tatyana Olegovna** – Deputy General Director, NTPF Etalon LTD. E-mail: mail@ntpf-etalon.ru

**Shatokhin Igor Mikhailovich** – Chief director NTPF Etalon LTD. E-mail@ntpf-etalon.ru

**Ziatdinov Mansur Huziahmetovich** – Dr.Sci. (Eng.), leading researcher, Tomsk State University, Tomsk, Russia. E-mail: ziatdinovm@mail.ru

***Abstract:** The results of studies on the production of a new class of alloying materials in the combustion mode are presented on the example of synthesis of composite alloys based on vanadium, chromium and silicon nitrides. Prove the principal possibility of creation of the SHS in the production of various composite alloys for steelmaking when using as a raw material of conventional ferroalloys. It is shown that the degree of nitriding of ferroalloys in the regime of filtration combustion strongly depends on the pressure of nitrogen, dispersity of the powder starting material and porosity of the nitride samples. The higher the nitrogen pressure, the greater the porosity of the samples and larger particles of the original powder of the alloy the greater the amount of nitrogen fixed in the combustion products. More dense samples and samples of the larger ferroalloy powder nitrided in a more narrow range of nitrogen pressure. To initiate a stable filtration combustion in such samples need higher pressure. It is shown that depending on the composition of the initial ferroalloy, its nitriding can occur either by solid-phase (ferrochromium) or by liquid-phase mechanisms (ferrosilicon, ferrovanadium). In the first case, the combustion temperature below the melting point of the raw alloy, and eutectic in the system Cr-Fe-N. In the second it is higher. When solid-phase nitriding the saturation of the alloy with nitrogen always occurs in stages. Liquid-phase nitriding, depending on the amount of liquid phase in the combustion wave, the absorption of nitrogen can occur in one or in two stages. In the formation of a large number of processed combustion products (ferrovanadium) diazotoluene missing. At a lower fraction of liquid products of combustion (ferrosilicon) contribution to the response is significant.*

***Keywords:** Self-propagating high-temperature synthesis, ferroalloys, ferrovanadium nitride, ferrochromium nitride, nitride ferrosilicon, filtration combustion, microalloying, nitriding.*

---

Ссылка на статью:

Манашев И.Р., Гаврилова Т.О., Шатохин И.М., Зиятдинов М.Х. Технология производства азотированных ферросплавов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Теория и технология металлургического производства. 2019. №4(31). С. 4-12.  
Manashev I.R., Gavrilova T.O., Shatokhin I.M., Ziatdinov M.Kh. Theory and technology of nitrided ferro-alloys production by self-propagating high temperature synthesis *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2019, vol. 31, no. 4, pp. 4-12.

УДК 669. 292: 669. 054

Шубина М.В., Махоткина Е.С.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВЫЩЕЛАЧИВАНИЯ НА СТЕПЕНЬ ИЗВЛЕЧЕНИЯ ВАНАДИЯ ИЗ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ШЛАКОВ**

**Аннотация.** Накопление значительных объемов металлургических ванадиевых шлаков оказывает негативное воздействие на окружающую среду. Актуальным является их максимальное вовлечение в промышленную переработку для экстрагирования ванадия. В статье представлены результаты гидрометаллургического извлечения ванадия в виде растворимых ванадатов из шлаков переработки титаномагнетитовых руд (шлак процесса ITmk3 и шлак АО «ЕВРАЗ НТМК») по содовой технологии. Исследовали влияние режимов выщелачивания (температура и время) на степень извлечения ванадия. Образцы шихты из шлака и  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  подвергали окислительному обжигу и последующему водному выщелачиванию при разных температурах от 50 до 80 °С в течение 1, 2 и 3 ч. Содержание ванадия в растворе определяли методом рентгенофлуоресцентной спектроскопии (РФС) и титриметрическим методом. В результате исследования установили, что на степень извлечения ванадия из шлаков существенное влияние оказывает химический состав шлака и режимы водного выщелачивания. Степень извлечения ванадия из шлака АО «ЕВРАЗ НТМК» в 2 – 2,5 раза выше, чем из шлака процесса ITmk3 при одинаковых режимах выщелачивания. Наибольшая степень извлечения ванадия получена после выщелачивания при температуре 80 °С в течение 3 ч. Применение указанных выше режимов выщелачивания повысило степень извлечения ванадия из шлака АО «ЕВРАЗ НТМК» до 65 – 87 %, а из шлака процесса ITmk3 до 31 – 33 %.

**Ключевые слова:** техногенные отходы, ванадиевый шлак, окислительный обжиг, выщелачивание, степень извлечения ванадия.

**Введение**

Бакальское месторождение железных руд является одним из крупнейших в России. Основу минеральных ресурсов месторождения составляет сидеритовая руда, которая по месту добычи проходит технологические стадии обработки дроблением, классификацией, окислительным обжигом и последующей магнитной сепарацией с получением концентрата обожженного сидерита (КОС).

Энерготехнологический комплекс предприятия представлен шахтными печами для обжига сидеритовых руд. Обжиг сидеритовой руды осуществляют продуктами сгорания природного газа при температуре 1000–1100 °С. Для достижения требуемых температур природный газ сначала сжигают с воздухом с коэффициентом избытка 2,2. Продукты сгорания из камеры сгорания по кернам с жаровыми каналами поступают в центр шахтной печи, где смешиваются с подсасываемым из зоны охлаждения воздухом. Таким образом, суммарный коэффициент избытка воздуха составляет 3,0 [1].

Шахтная печь для обжига сидеритовой руды организована по принципу противотока движения теплоносителя, направляемому снизу вверх, и технологического материала, направляемого сверху в низ. Проходя зону обжига, технологический материал попадает в зону воздушного охлаждения находящуюся ниже уровня керна с жаровыми каналами подвода греющего теплоносителя.

Следует отметить, что теплотехнология обжига сидеритовых руд на Бакальском предприятии ведется по двум тепловым схемам: с регенерацией теплоты обожженного технологического материала и по схеме без регенерации. При этом расход природного газа, приведенный к конечному КОС, после обжига и магнитного обогащения при результирующей степени извлечения железорудного материала 0,59 [1] составляет для первого варианта составляет около 30 м<sup>3</sup>, для второй схемы – около 50 м<sup>3</sup> на тонну концентрата.

По данным технической эксплуатации печей [1] можно определить энергетическую эффективность использования первичного энергетического ресурса в пределах обжиговой печи, которая составляет 41,5%, при этом физические тепловые потери с отходящими газами составляют 45,3% с температурой до 600 °С.

Электрическая энергия используется на всем этапе подготовки руд к обогащению (бурение, экскавация, транспорт), но особенно много на измельчение и дробление – до 40–60 кВт·ч/т [2]. В процессе обогащения также потребляется значительное количество электрической энергии. Например, обогатительная фабрика в составе горно-обогатительного комбината (ГОК) в целом потребляет электроэнергию 65–80 кВт·ч/т руды. Если учесть затраты на карьерные работы и вывоз руды, освещение объектов и другие вспомогательные нужды, то можно оценить общие затраты электроэнергии на ГОК величиной порядка 80–100 кВт·ч/т руды.

Следует отметить, что рудодобывающие и обогатительные предприятия находятся, как правило, вдали от городской инфраструктуры и электрических станций, поэтому производство электроэнергии на

станции превышает потребление энергии на предприятии на величину потерь при ее транспорте и распределении. Потребитель же (предприятие) оплачивает всё, в том числе и потери электрической энергии при транспорте.

Фактические суммарные потери электроэнергии в российских сетях приблизительно оцениваются в 13,1%, при этом значительная часть потерь электроэнергии (около 20%) не учитываются Росстатом. В отдельных распределительных линиях 0,4-10,0 кВ распределительных сетевых компаний (РСК) фактические относительные потери электроэнергии достигают 30-40% [3].

Таким образом, можно оценить суммарные потери электроэнергии от станций до ГОК в 15-20%. То есть для потребления 80-100 кВт·ч/т руды в добывающем и обогащательном комплексе от станций должно быть отпущено около 100-120 кВт·ч электрической энергии.

В настоящее время интенсивно развивается рынок газотурбинных установок (ГТУ), которые в первую очередь предназначены для выработки электрической энергии. Как правило, ГТУ работают по связке с котлом-утилизатором, который встроен в классический цикл систем генерации электрической энергии. Коэффициент полезного действия современных ГТУ достигает 35-40% при рабочей температуре рабочего тела 1300÷1600°C на входе. При совместном включении ГТУ с котлом-утилизатором в схему тепловой электрической станции тепловой коэффициент полезного действия повышается до 55-60%.

Рассматриваются варианты включения газовых турбин как надстройку над другим энергетическим циклом или для использования вторичных энергетических ресурсов основного технологического процесса, однако практически не рассматривается вопрос включения газовой турбины перед технологическим процессом. Вероятно, это обусловлено низкой темпе-

ратурой отходящих газов из газовой турбины 450-600°C [4].

Следует отметить, что в действующей тепловой технологии обогащения сидеритовой руды её обработка осуществляется продуктами сгорания природного газа при температуре 1000÷1100°C. Таким образом, если рассматривать вариант включения газовой турбины как надстройку над печью для обжига сидеритовой руды, то при этом требуется повысить температуру отходящих газов из газовой турбины 450–600°C до требуемого значения в 1000–1100°C. Для этого необходимо составить математическую модель процесса горения топлива, позволяющую по заданным исходным параметрам системы рассчитать основные компоненты газообразных продуктов, выходящих из газовой турбины, а также рассчитать требуемое дополнительное количество топлива для повышения температуры газообразных продуктов до температуры 1100°C, которая задана на технологией обжига сидеритовой руды [1, 5].

В процессе сгорания топлива, поступающего в газовую турбину, образуются продукты его сгорания с температурой около 2000°C, которые разбавляют воздухом для понижения до требуемой температуры рабочего тела ГТУ. Основные компоненты газообразного природного топлива приведены в табл. 1, 2.

Исследования проводили с образцами шихты, содержащей шлак и щелочную добавку Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Все образцы подвергали окислительному обжигу при температуре 900 °C в течение 1,5 ч [8, 9, 12]. Выщелачивание шихты после обжига проводили при разных температурах от 50 до 80 °C с использованием воды в течение 1, 2 и 3 ч. Содержание ванадия в растворе определяли методом рентгенофлуоресцентной спектроскопии (РФС) на энергодисперсионном спектрометре с помощью градуировочного графика, а также титриметрическим методом с применением соли Мора [17, 18].

Таблица 1

Химический состав шлака процесса ITmk3

Массовая доля, %					
V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	TiO <sub>2</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>	MgO	Fe
1,02 - 1,2	17,1 - 21,0	7,55 - 10,2	22,5 - 26,3	3,4 - 5,93	22,6 - 24,8

Таблица 2

Химический состав шлака АО «ЕВРАЗ НТМК»

Массовая доля, % (не более)					
V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	TiO <sub>2</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>	MgO	Fe
18,0	12,0	8,0	15,0	5,0	1,5

### Результаты и их обсуждение

Результаты проведенных лабораторных исследований позволили сравнить степень извлечения ванадия из шлаков с разным химическим составом, полученных в разных металлургических процессах [9]. Проведенные эксперименты показали, что при повышении температуры выщелачивания от 50 до 80 °С (рис. 1) степень извлечения ванадия увеличивается на 30 – 50 %. Наибольшая степень извлечения ванадия получена при температуре 80 °С и составила 31 % для шлака процесса ITmk3 и 65 % для шлака АО «ЕВРАЗ НТМК». Степень извлечения ванадия из шлака АО «ЕВРАЗ НТМК» оказалась в 2 раза выше, чем из шлака процесса ITmk3 при всех температурах выщелачивания.

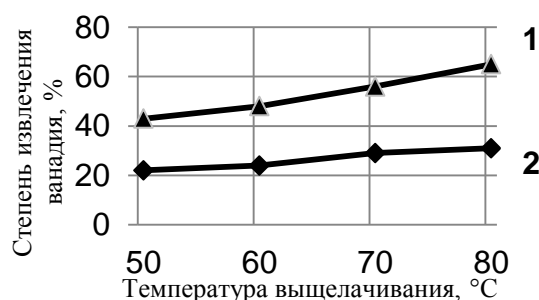


Рис. 1. Зависимость степени извлечения ванадия от температуры выщелачивания:  
1 – шлак АО «ЕВРАЗ НТМК»;  
2 – шлак процесса ITmk3

При увеличении длительности выщелачивания с 1 до 2 и 3 ч (рис. 2) степень извлечения ванадия возросла на 40 – 80 %.

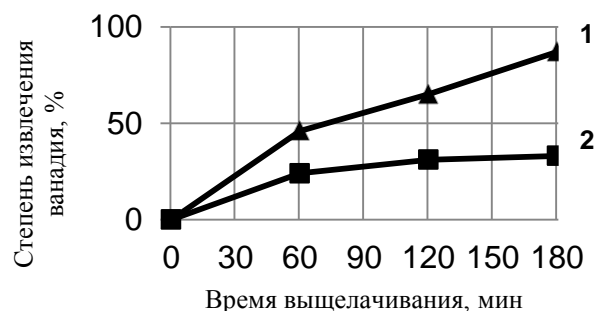


Рис. 2. Зависимость степени извлечения ванадия от времени выщелачивания:  
1 – шлак АО «ЕВРАЗ НТМК»;  
2 – шлак процесса ITmk3

Наибольшая степень извлечения ванадия получена при обработке в течение 3 ч и составила 33 % для шлака процесса ITmk3 и 87 % для шлака АО «ЕВРАЗ НТМК». Кроме того, степень извлечения ванадия из шлака АО «ЕВРАЗ НТМК» в 2 – 2,5 раза выше, чем из шлака процесса ITmk3.

Более высокая степень извлечения ванадия из шлака АО «ЕВРАЗ НТМК» по сравнению со шлаком процесса ITmk3 связана с особенностями химического состава этих шлаков (табл. 1, 2). Согласно литературным данным, увеличение содержания  $\text{SiO}_2$  в шлаке приводит к значительному ухудшению результатов извлечения ванадия, и уже при содержании  $\text{SiO}_2$  16 % степень извлечения ванадия не превышает 35 % [2, 19]. Исследуемый шлак процесса ITmk3 содержит до 26,3 %  $\text{SiO}_2$ , поэтому ванадий связан химически в стекловидной фазе, т.е. находится в нерастворимой форме. Следовательно, полученная в экспериментах с указанным шлаком степень извлечения 31 % приближалась к максимально возможной [20].

### Заключение

Таким образом, проведенное исследование показало возможность утилизации ванадиевых шлаков гидрометаллургическим методом по содовой технологии и позволило сделать следующие выводы:

- на степень извлечения ванадия из шлаков существенное влияние оказывает химический состав шлака и режимы водного выщелачивания продукта обжига с переходом ванадия из спека в получаемый раствор в виде ванадата;

- степень извлечения ванадия из шлака АО «ЕВРАЗ НТМК» в 2–2,5 раза выше, чем из шлака процесса ITmk3 при одинаковых режимах выщелачивания;

- наибольшая степень извлечения получена после выщелачивания спека при температуре 80°С в течение 3 ч;

- применение указанных режимов выщелачивания повысило степень извлечения ванадия из шлака АО «ЕВРАЗ НТМК» до 65 – 87 %, а из шлака процесса ITmk3 до 31 – 33 %.

### Список литературы

1. Goonan T.G. Vanadium recycling in the United States in 2004//Flow studies for recycling metal commodities in the United States: U.S. Geological Survey Circular. 2011. P.1 – 17.
2. Mahdavian, A. Recovery of vanadium from Esfahan Steel Company steel slag; optimizing of roasting and leaching parameters / A. Mahdavian, A. Shafyei, E. Keshavarz Alamdari, D.F. Haghshenas // International Journal of ISSI. 2006. Vol. 3. № 2. P. 17 – 21.
3. Чижевский В.Б., Шавакулева О.П., Гмызина Н.В. Обогащение титаномагнетитовых руд Южного Урала // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. № 2. С.5 – 7.
4. Перспективы вовлечения в переработку новых видов железосодержащего сырья / Никифоров Б.А., Тахавудинов Р.С., Бигеев В.А., Бигеев А.М. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2004. № 1. С.9 – 11.



5. Рабинович Е., Гринберг Е. Области применения ванадия // Национальная металлургия. 2002. № 2. С. 33-36.
6. Ванадийсодержащие минеральные и техногенные материалы /Шубина М.В., Махоткина Е.С., Горбунова А.В., Мукаев Е.Г., Чурилов А.Е. // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2017. № 2. С. 72-75.
7. Махоткина Е.С., Шубина М.В. Шлаки процесса прямого восстановления железа как источник получения ванадия и титана // Теория и технология металлургического производства, 2015. № 2 (17). С 60 – 65.
8. Zhang, G. Extraction of vanadium from vanadium slag by high pressure oxidative acid leaching / G. Zhang, T. Zhang, G. Lu, Y. Zhang, Y. Liu, Z. Liu // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2015. Vol. 22. № 1. P. 21 – 23.
9. Шубина М.В., Махоткина Е.С. Гидрометаллургический способ извлечения ванадия из шлака // Актуальные вопросы химической технологии и защиты окружающей среды: сборник материалов III Всероссийской конференции с международным участием / отв. ред. К.В. Липин. Чебоксары: Изд-во «Новое время», 2013. С. 151 – 152.
10. Махоткина Е.С., Шубина М.В. Извлечение титана из шлака процесса прямого восстановления титаномагнетитов // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. Т. 1. С. 255-258.
11. Махоткина Е.С., Шубина М.В. Извлечение ценных компонентов из шлака процесса ITmk3 // Металлургия: технологии, инновации, качество / под ред. Е.В. Протопопова. Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2015. Ч.1. С. 340 – 344.
12. Махоткина Е.С., Шубина М.В. Исследование режимов обработки шлака процесса ITmk3 для извлечения ванадия // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. Т.1. С. 279 – 282.
13. Махоткина Е.С., Шубина М.В. Экологические и ресурсосберегающие аспекты использования техногенного ванадийсодержащего сырья // Черная металлургия. 2018. №3 (1419). С.81–86.
14. Махоткина Е.С., Шубина М.В. Извлечение ванадия из рудного и техногенного сырья Кусинского месторождения титаномагнетитов // Теория и технология металлургического производства. 2017. № 3 (22). С. 22-25.
15. Махоткина Е.С., Шубина М.В. Извлечение ванадия из шлака процесса ITMK3 // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. Т. 1. С. 168-171.
16. Исследование физико-химических свойств отходов ОАО «ЕВРАЗ Ванадий Тула» /Симонов М.М., Даценко К.С., Смоленская Л.М., Пендюрин Е.А., Старостина И.В. / КАЗАНТИП-ЭКО-2012. Инновационные пути решения актуальных проблем базовых отраслей, экологии, энерго- и ресурсосбережения: сборник трудов XX Юбилейной Междунар. науч.-практ. конф., 2012 г., г.Щелкино, АР Крым: в 3 т. Т.3. /Щелкино, 2012.
17. Махоткина, Е. С. Растворы : учебное пособие / Е. С. Махоткина, М. В. Шубина, С. А. Крылова ; МГТУ. Магнитогорск : МГТУ, 2014. 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). - Загл. с титул. экрана. URL: <https://magtu.informsystema.ru/uploader/fileUpload?name=1346.pdf&show=dcatalogues/1/1123798/1346.pdf&view=true> (дата обращения: 04.10.2019). Макрообъект. Текст : электронный. Сведения доступны также на CD-ROM.
18. Махоткина, Е. С. Классические методы анализа : учебное пособие / Е. С. Махоткина, М. В. Шубина ; МГТУ. Магнитогорск : МГТУ, 2016. 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). - Загл. с титул. экрана. URL: <https://magtu.informsystema.ru/uploader/fileUpload?name=2680.pdf&show=dcatalogues/1/1131503/2680.pdf&view=true> (дата обращения: 04.10.2019). Макрообъект. Текст : электронный. Сведения доступны также на CD-ROM.
19. Окисление ванадиевых шлаков. /Ватолин Н.А., Молева Н.Г., Волкова П.И., Сапожникова Т.В. М.: Наука, 1978. 153 с.
20. E.S. Makhotkina, M.V. Shubina. Industrial, Ecological and Resource-Efficient Aspects of Vanadium Production and Use of Technogenic Vanadium Sources // Solid State Phenomena. 2017. № 265. P. 994-998.

#### Сведения об авторах

**Шубина Марианна Вячеславовна** – канд. техн. наук, доцент каф. МиХТ ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова». E-mail: [shubina\\_mar@mail.ru](mailto:shubina_mar@mail.ru)

**Махоткина Елена Станиславовна** – канд. техн. наук, доцент каф. МиХТ ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова».

---

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

---

---

INVESTIGATION OF LEACHING CONDITION INFLUENCE ON THE DEGREE OF VANADIUM EXTRACTION FROM METALLURGICAL SLAGS

---

**Shubina Marianna Vyacheslavovna** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Associate Professor of Metallurgy and Chemical Technology Chair, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: [shubina\\_mar@mail.ru](mailto:shubina_mar@mail.ru).

**Makhotkina Elena Stanislavovna** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of Metallurgy and Chemical Technology Chair, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia.

**Abstract:** *The accumulation of significant amounts of metallurgical vanadium slags has a negative impact on the environment. It is relevant to maximize their involvement in industrial processing for the vanadium extraction. The article presents the results of hydrometallurgical vanadium extraction in the form of soluble vanadates from titanomagnetite ore processing slags (ITmk3 process slag and EVRAZ NTMK slag) using soda technology. The effect of leaching conditions (temperature and duration) on the vanadium extraction degree was investigated. Samples with a charge of slag and Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> were processed to oxidative roasting and subsequent water leaching at different temperatures from 50 °C to 80 °C for 1, 2 and 3 hours. The vanadium content in the solution was determined with X-ray fluorescence spectroscopy (XRF) and by titrimetric method. It was found that the slag chemical composition and the water leaching conditions had a significant effect on vanadium extraction degree. The vanadium extraction degree from the EVRAZ NTMK slag was 2–2,5 times higher than from the ITmk3 process slag under the same leaching conditions. The highest degree of vanadium extraction was obtained after leaching at a temperature of 80 °C for 3 hours. Application of the above leaching conditions increased the vanadium extraction degree from the EVRAZ NTMK slag to 65 – 87%, and from the ITmk3 process slag to 31 – 33%.*

**Keyword:** *technogenic waste, vanadium slag, oxidizing roasting, leaching, vanadium extraction degree.*

---

Ссылка на статью:

Шубина М.В., Махоткина Е.С. Исследование влияния режимов выщелачивания на степень извлечения ванадия из металлургических шлаков // Теория и технология металлургического производства. 2019. №4(31). С. 13-17.

Shubina M.V., Makhotkina E.S. Investigation of leaching condition influence on the degree of vanadium extraction from metallurgical slags *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2019, vol. 31, no. 4, pp. 13-17.

УДК 669.1

Бигеев В.А., Кретова А.О., Сычков А.Б., Зайцев Г.С., Малашкин С.О., Атангулова Г.Я.

**СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ МАРКИ 80P В УСЛОВИЯХ ПАО «ММК»**

***Аннотация.** В данной статье рассмотрена существующая технология производства стали марки 80P. Приведен перечень недостатков действующей технологии, негативно сказывающейся на качестве стальной заготовки. С целью снижения неметаллических включений в стали, высокое содержание которых повышает обрывность проката, рекомендовано снизить содержание в стали кремния и алюминия. Для повышения деформируемости проката при волочении предложено внедрить технологию двустадийного охлаждения на линии Стелмор стана 170 Сортового цеха ПАО «ММК».*

***Ключевые слова:** легирование стали, электромагнитное перемешивание, неметаллические включения, термообработка, аустенизация.*

В условиях ПАО «ММК» [1-3] производство стали марки 80P и непрерывно-литой заготовки характеризовалось нижеприведенными положениями. На период освоения указанной марки стали ее химический состав представлен в табл. 1.

Базовая технология производства стали заключалась в следующем.

Перед выплавкой стали марки 80P (в ходе подготовки ферросплавов и сыпучих материалов к плавке) отбираются пробы от всех материалов, используемых для раскисления – легирования металла во время выпуска плавки и внепечной обработки, для определения содержания влаги, которое не должно превышать 1%. При необходимости прогревают кремний и марганецсодержащих материалы перед их присадкой в сталковш на выпуске из АПК. Выплавка стали проводится преимущественно в двуванном сталеплавильном агрегате (ДСА) с «горячей» футеровкой, с расходом жидкого чугуна на ДСА не менее 160 т, причем в качестве металлического лома используется «чистая» прокатная обрезь. Науглераживание металла производится с использованием жидкого чугуна в количестве 20-25 т/плавку, а на выпуске допускается использовать твердые науглераживатели, такие как графит, электродный бой и т.д. Выпуск металла производится в горячий сталеразливочный ковш с исключением попадания в него печного шлака. Для раскисления металла на выпуске из ДСА используется алюминий первичный из расчета 150-180 кг. Наведение шлака в ковше на АПК проводится синтетическими плавленными смесями, а также допускается использовать свежееобожженную известь в количестве 1,5 т, плавикового шпата не менее 400 кг.

В начале внепечной обработки проводится раскисление металла алюминиевой проволокой из расчета получения содержания алюминия по верхнему пределу. Раскисление шлака в ковше проводится чушковым алюминием или карбидом кремния до получения белого шлака в ковше. Получение в металле заданного содержания углерода, марганца и кремния проводится после получения белого шлака в ковше. Для науглераживания используются углеродсодержащие материалы с содержанием углерода не менее 99% и летучих не более 0,5%, также допускается использование порошковой проволоки с углеродом для корректировки его содержания. После наведения шлака в ковше и получения заданного содержания серы в ковш присаживается сухой кварцевый песок в количестве 700-1000 кг. После получения в металле заданного содержания углерода, марганца, кремния и алюминия при глубоко раскисленном металле производится микролегирование бором. По завершении обработки металла проводится «мягкая» продувка металла аргоном по следующей технологии: устанавливается минимальный расход аргона на пористые пробки, визуально обеспечивающий слабое волнение поверхности расплава, проводится продувка металла аргоном продолжительностью не менее 3 мин, проводится ввод расчетного количества в зависимости от содержания в стали алюминия феррокальциевой порошковой проволоки для повышения жидкотекучести стали при непрерывной разливке. По окончании обработки плавки кальцием проводится «мягкая» продувка плавки продолжительностью не менее 5 мин. Нагрев плавки, а также ввод алюминия и ферроспла-

Таблица 1

Химический состав стали марки 80P

	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	N	Ti	Al	B
Требования ТС 14-101-841-2010	0,77-0,82	0,20-0,37	0,50-0,80	0,020	0,030	0,10	0,10	0,10	0,008	0,005	0,010-0,030	0,001-0,003
	не более											

© Бигеев В.А., Кретова А.О., Сычков А.Б., Зайцев Г.С., Малашкин С.О., Атангулова Г.Я., 2019

вов во время или после обработки металла кальцием и проведения «мягкой» продувки запрещается. В случае необходимости корректировки химического состава металла или его температуры после обработки кальцием и проведения мягкой продувки необходимо повторно провести обработку металла «мягкой» продувкой аргоном. При обработке стали марки 80P отношение Ca/Al в ковшевой пробе должно быть 0,1-0,3, для чего расход проволоки с феррокальцием на АПК должен составлять 600-900 кг/плавку.

Разливка стали проводится закрытой струей (защита металла от вторичного окисления) через промковш переклазохромитового состава с применением электромагнитного перемешивания (ЭМП), снижающим протяженность развития зоны столбчатых кристаллов (ЗСК). Первыми в серии разливаются промывочные плавки из стали марок 75-80 для снижения количества экзогенных неметаллических включений (НВ) в стали.

Отгрузка заготовок производится после охлаждения в период с мая по октябрь - в плотном штабеле до температуры поверхности заготовок менее 1000°C и с ноября по апрель - в томильном коробе для обеспечения условий для удаления диффузионно-подвижного водорода и предотвращения межкристаллитного разрушения.

Недостатки вышеописанной технологии производства высокоуглеродистой стали марки 80P, оказывающие влияние на качество стальной заготовки, следующие:

1. На АПК не проводится модифицирование НВ, что обуславливает наличие в стали крупных недеформирующихся НВ.

2. Массовая доля алюминия в стали составляет по НД 0,01-0,03% для раскисления стали. Это неэффективно, так как сталь значительно загрязняется недеформирующимися, вязкими и тугоплавкими окислами алюминия, приводящими к обрывности проволоки при ее волочении. Кроме того, разливочные стаканы зарастают алюминатными настывами, что при-

водит к прекращению разливки стали.

3. Повышенное содержание в стали кремния и низкое отношение марганца к кремнию (соответственно НД нормирует массовую долю марганца на уровне 0,50-0,80%, кремния 0,20-0,37% и при целевом попадании в средние значения указанных диапазонов содержания марганца и кремния отношение марганца к кремнию составляет зачастую менее 2 (желательно не менее 3). Высокое содержание в стали кремния и алюминия приводит к формированию в стали НВ алумосиликатного типа и снижает технологическую деформируемость проката на метизном переделе.

4. В стали на АПК наблюдается в конце обработки достаточно высокое содержание водорода до 5ppm, обуславливает повышенную дефектность непрерывно-литой заготовки по НВ и явление водородного охрупчивания стали.

5. Относительно высокое содержание FeO (1,3-1,8 %) в белых шлаках АКП, что подтверждает вероятность образования в стали оксидных НВ.

С целью частичного устранения указанных недостатков нами было предложено снизить нормативное содержание в стали алюминия - не более 0,005 %, обеспечить отношение марганца к кремнию на уровне не менее 2,5-3,0 (Mn = 0,65-0,70 %, Si = 0,20-0,22 %), модифицировать сталь кальцием в рациональных количествах, как наиболее дешевым материалом по сравнению, например, с редкоземельной лигатурой.

Для определения эффективности исключения обработки стали алюминием, снижения в стали массовых долей кремния были проведены четыре экспериментальные плавки (1-4) и одна контрольная плавка (5) из стали 80P. Химический состав и информация о технологичности переработки на метизном переделе и у изготовителей железобетонных шпал приведены в табл. 2. В табл. 3 представлены параметры выплавки металла в ДСА.

Таблица 2

Химический состав опытных и контрольных партий проката и технологичность его переработки на метизном переделе и заводах железобетонных шпал (ЗЖБШ)

Номер плавки/ партий	Массовая доля химических элементов, %						Обрывность на	
	C/ Mn	Si/ Mn:Si	P/ S	Cr/ Ni	Cu/ Al	N/ B	метизном переделе, т-1	ЗЖБШ, %
1 - опытная партия	0,80/ 0,66	<b>0,23/ 2,87</b>	0,008/ 0,010	0,04/ 0,02	0,03/ <b>0,002</b>	0,005/ 0,0013	0,12	Нет св.
2 - опытная партия	0,78/ 0,70	<b>0,28/ 2,5</b>	0,009/ 0,003	0,04/ 0,03	0,04/ <b>0,002</b>	0,005/ 0,0017	0,04	Нет св.
3 - опытная партия	0,80/ 0,69	<b>0,24/ 2,9</b>	0,005/ 0,006	0,05/ 0,02	0,03/ <b>0,002</b>	0,005/ 0,0026	0,02	Нет св.
4 - опытная партия	0,80/ 0,70	<b>0,26/ 2,7</b>	0,005/ 0,005	0,04/ 0,03	0,03/ <b>0,002</b>	0,006/ 0,0018	0,019	Нет св.
5 - контрольная партия	0,80/ 0,67	0,28/ 2,39	0,011/ 0,005	0,05/ 0,02	0,03/ 0,010	0,006/ 0,0018	0,20	0,053

Примечание. Обрывность на метизном переделе и ЗЖБШ приведена для металла, произведенного по следующему режиму двустадийного охлаждения проката на линии Стелмор: температура металла при виткообразовании - 840-880°C, скорость роликового транспортера витков - 0,15 м/с, вентиляторы отключены.

Сводная таблица основных параметров выплавки металла опытных плавков

Параметры выплавки	Значения		
	min	max	среднее
Общая продолжительность выплавки, мин, в том числе твердый период жидкий период	120 55 55	240 155 80	175 95 66
Расход металлического лома, т	30	69	52
Расход жидкого чугуна, т	167	181	174
Расход природного газа, м <sup>3</sup> /плавку	7000	8000	7333
Температура металла при выпуске, °С	1588	1636	1618
Содержание кислорода в металле, ppm	27,6	41,9	34,1
Химический состав металла на выпуске, %			
углерода	0,032	0,558	0,211
марганца	0,025	0,596	0,287
серы	0,015	0,027	0,020
фосфора	0,003	0,011	0,006
Основность конечного шлака	2,2	4,6	3,3

Во время выпуска плавки в сталеразливочный ковш металл и шлак раскисляли ферросилицием, силико- или ферромарганцем, углеродсодержащим материалом (так называемым «коксыком») и вторичным чушковым алюминием. Расход этих материалов определяли из условия получения содержания соответствующих компонентов металла на нижнем пределе.

Для наведения шлака в ковш присаживалась известь в количестве 1т на плавку. Во время выпуска металла из печи производили его продувку аргоном в сталеразливочном ковше. После раскисления отбирали пробы металла из сталеразливочного ковша, и ковш передавался на агрегат «печь-ковш» для последующей обработки.

Металл всех опытных плавков обрабатывали на агрегате «печь-ковш» в соответствии с технологией. Обязательно фиксировалась стойкость футеровки (количество плавков, обработанных в нём ранее) стен сталеразливочного ковша.

По приходу ковша с металлом на агрегат «печь-ковш» в течение 2-3 мин производили «усреднительную» продувку аргоном, после чего с помощью зонда Celox измеряли температуру металла и содержание в нём кислорода. Затем отбирали пробы металла и шлака

для их химического анализа. Кроме того, при помощи металлической трубки определяли толщину слоя шлака. После измерения температуры на всех плавках производили электронагрев металла с наведением шлака присадками извести и плавикового шпата.

После основных технологических операций (раскисления, десульфурации, легирования) отбирали пробы металла и принимали решение о введении соответствующих добавок. Суммарный расход материалов представлен в табл. 4.

Анализ данных табл. 2 показывает, что исключение обработки стали алюминием с одновременным повышением отношения марганца к кремнию, а именно обеспечение массовой доли алюминия на фоновом уровне 0,002 вместо 0,010 % и соответственно отношения марганца к кремнию 2,5-2,9 вместо не более 2,4, при одном и том технологическом режиме прокатки, термообработки на линии Стелмор и последующем переделе (метизном и на ЗЖБШ), обусловило снижение обрывности при волочении проволоки с 0,34 до 0,12-0,02 т-1, то есть в 2,8-17 раз. Эти результаты подтверждают высокую эффективность предложенной технологии.

Расход материалов при внепечной обработке металла опытных плавов, кг

Номер плавки	Известь	Плави- ко- вый шпат	Ферро- марганец	Силико- марганец	Ферро- силиций	Порошковая проволока с наполнителем			Карбид кремния
						феррокаль- ций	силико- кальций	углерод	
1	416	175	54	0	218	21	0	0	152
2	741	1442	131	0	213	0	54	20	307
3	1174	273	299	102	60	0	178	141	405
4	1167	271	99	102	0	0	80	0	204
5	551	249	161	46	360	0	61	20	0
6	512	282	0	0	271	50	0	30	0
7	214	452	0	0	74	50	0	0	0
8	1366	314	65	107	48	25	0	0	224
9	708	191	159	0	58	61	0	72	0
10	798	175	93	0	0	0	50	0	205
11	827	177	0	102	351	0	91	20	256
12	514	255	160	0	114	0	60	30	206
13	782	163	0	0	235	0	66	0	304
14	316	345	63	36	83	0	70	20	302
15	887	210	0	0	93	0	56	0	205
16	1314	243	126	149	0	0	50	0	256
17	1602	380	0	74	59	0	81	0	304
18	414	167	105	411	76	0	70	15	304
19	778	402	372	0	430	0	50	70	306
20	1971	572	0	205	380	0	50	70	0
21	1244	409	194	97	126	0	60	0	304
22	855	445	257	0	0	30	31	71	305
23	867	232	93	407	51	0	70	0	304
24	867,3	232,1	69	252	49	51	0	0	206

Наряду с обеспечением высокого качества непрерывно-литой заготовки по чистоте стали от неметаллических включений, дефектности поверхности, низкому уровню развития зональной и микрофизической-дендритной ликвации, повышение однородности перлитной структуры высокой дисперсности является гарантией высокой деформируемости проката при волочении и последующей переработки сорбитизированной проволоки в арматуру железобетонных шпал нового поколения, арматурные канаты и другие виды проволоочной продукции. Металловедческая гарантия [4] формирования пластинчатого перлита высокой дисперсности – сорбитообразного перлита заключается в регламентированном охлаждении проката с рациональными температурой аустенитизации и скоростью до температурной области сорбитного превращения. Выбор режимов аустенитизации проката и последующего его охлаждения на линии Стелмор обоснован

на построенной термокинетической диаграмме (ТКД) для стали типа 80P и закономерностях распада аустенита при непрерывном охлаждении [5, 6], согласно которым межпластинчатое расстояние в перлите подчиняется параболической зависимости. Максимальное межпластинчатое расстояние (малопластинчатого грубодисперсного перлита) формируется при температурах аустенитизации (температуры виткообразования на линии Стелмор) в диапазоне 830-880°C. Оптимальная структура сорбитообразного перлита может быть получена при температурах как ниже, так и выше этого температурного диапазона. Однако при температурах ниже 830°C кроме постепенного увеличения дисперсности перлита формируется также вследствие высокой скорости водяного охлаждения структура отпущенного сорбита, обуславливающего развитие поверхностных микротрещин и обрывность такого металла при волочении. При температурах выше

880°C степень дисперсности перлита резко увеличивается с повышением температуры, оптимальный диапазон температур составляет 950-1000°C. Недостаток этого диапазона температур заключается в том, что при температуре близкой и выше 1000°C вероятно образование на поверхности проката неудовлетворительной стеклообразной окалины с фаялитом ( $\text{Fe}_2\text{SiO}_4$ ), которая фактически не удаляется с поверхности перед волочением ни химическим, ни механическим способом. Поэтому наиболее приемлемый диапазон температуры аустенитизации (виткообразования) составляет 950-980°C. При этом на поверхности проката формируется повышенное количество воздушной окалины – в среднем до 8 кг/т, вместо 2-3 кг/т при низких температурах (880°C).

Повышенное значение температуры аустенитизации формирует однородное достаточно крупное зерно аустенита, свободное от пленочных выделений ССФ и ССЦ, обуславливает формирование низкий уровень обезуглероживания поверхности [7, 8].

Исходя из принципа получения конечной наилучшей структуры проката для безобрывного волочения, необходимо выбрать технологию с высокой температурой аустенитизации (виткообразования). Обязательным условием формирования сорбитообразного перлита после водяного охлаждения проката на линии Стелмор и получения оптимальной температуры сорбитизации является воздушное охлаждение со скоростями 20-25°C/с.

Поэтому, основываясь на вышеуказанном, в конкретных производственных условиях предложено увеличить температуру виткообразования как минимум до 920-930°C вместо 840-880°C (по технологической инструкции и рекомендациям фирмы Даниели – поставщика оборудования) для максимальной сорбитизации перлитной структуры; скорость роликового транспортера витков – 0,5-0,8 м/с (в дальнейшем, по возможности, – до 1,0-1,2 м/с) для получения однородности структуры и свойств витков проката за счет равномерного обдува металла вентиляторным воздухом: в работе все 14 вентиляторов на максимальной мощности. Для исключения на метизном переделе операции патентирования рекомендуется модернизация линии Стелмор стана 170 ПАО «ММК».

На семи плавках (1-7) были опробованы предложенные режимы (табл. 5), металлографический анализ показал, что по сравнению с резко неоднородной структурой проката диаметром 15,5-16,0 мм, произве-

денной по схеме 1 обработки на линии Стелмор ПАО ММК ( $t_{в/у} = 840-880^\circ\text{C}$ ,  $V_{тр} = 0,15$  м/с, в работе 14 вентиляторов) и улучшенной технологической схемой 2 ПАО ММК ( $t_{в/у} = 840-880^\circ\text{C}$ ,  $V_{тр} = 0,15$  м/с, все вентиляторы отключены – фактически это режим прокатной нормализации), опытный режим ( $t_{в/у} = 900-940^\circ\text{C}$ ,  $V_{тр} = 0,5-0,8$  м/с, в работе 14 вентиляторов с максимальной нагрузкой) характеризуется максимальной однородностью структуры, высокой дисперсностью перлита: межпластинчатое расстояние в перлите по режимам соответственно составило 0,28 мкм при прокатной нормализации, 0,23 мкм при скорости транспортера 0,5 м/с и повышенной температурой виткообразования и охлаждении вентиляторными, 0,15 мкм при скорости транспортера 0,8 м/с и повышенной температурой виткообразования и охлаждении вентиляторными.

Наблюдается различие в дисперсности перлита – количестве перлита 1 и 2 баллов по ГОСТ 8233-56 на поверхности и сердцевине поперечного сечения проката. Эта разница составляет на опытном металле температуру виткообразования (после виткоукладчика)  $t_{в/у} = 900-940^\circ\text{C}$ , скорость роликового транспортера витков  $V_{тр} = 0,5$  м/с, 14 вентиляторов в работе – с 1 по 10 вентилятор на второй ступени, с 11 по 14 вентилятор на 80% загрузке, 15 вентилятор выключен до 10%, для контрольных партий ( $t_{в/у} = 840-880^\circ\text{C}$ ,  $V_{тр} = 0,15$  м/с, вентиляторы в работе) – до 40%.

И хотя свойства нормализованного и опытного проката очень близки, перспектива опытного режима очевидна, и надо полагать, что с усовершенствованием режима воздушного охлаждения витков проката на роликовом транспортере за счет модернизации системы вентиляторного охлаждения станет возможным производить прокат с высокой степенью сорбитизации перлитной структуры, что позволит отказаться от термической обработки проката - патентирования на метизном переделе, то есть исключить один передел с перспективой выхода на мировой рынок с сорбитизированным прокатом из высокоуглеродистых марок стали для переработки в высокопрочные арматурные канаты, проволоку, заготовку для шпал нового поколения и т.п.

Высокую эффективность опытных режимов доказывает снижение обрывности на метизном переделе и на ЗЖБШ.

Сравнение качественных показателей проката, произведенных на опытных-экспериментальных режимах, с контрольными партиями проката, произведенными по ранее утвержденным режимам

Номер плавки, диаметр, мм	Режим			Механические свойства, мин.-макс./разбег/ среднее значения			Металлографические показатели				Обрывность на		
	tv/y, °C	v <sub>гр.</sub> , м/с	Вентиляторы <sup>1</sup>	σ <sub>в</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	δ10, %	Ψ, %	Дисперсность перлита, П 1 и 2 баллов по ГОСТ 8233-56, %				Размер зерна по ГОСТ 5639-82, №	метизном переделе	ЗЖБШ
							min	max	разбег	среднее			
1 - опытная партия, 16 мм	910-925	0,5(10 бунтов)-0,8(5 бунтов)	+	1010-1050/40/1023	10-12,5/2,5/10,8	28-32/4/30	50	50	0	50	7-8	0,11	0
1 - контрольная партия, 16 мм	840-880	0,15	-	1010-1050/40/1033	9-10,5/1,5/9,7	27-28/1/27,3	50	50	0	50	7-8	0,12	Нет св.
2 - опытная партия, 16 мм	900-940	0,5	+	1000-1010/10/1003	8,4-9,4/1/8,9	26-28/2/27	65	65	0	65	7-8	0	0,011
2 - контрольная партия, 16 мм	840-880	0,15	-	1000-1020/20/1007	8,8-12/3,2/10,1	25-33/8/27,3	60	60	0	60	7-8	0,04	0,034
3 - опытная партия, 16 мм	900-940	0,5	+	1020-1050/30/1033	8-9,5/1,5/8,8	26-32/6/28,3	65	65	0	65	7-8	0	Нет св.
3 - контрольная партия, 16 мм	840-880	0,15	-	960-1020/60/992	9,1-11,5/2,4/10,6	24-32/8/27,7	60	70	10	65	7-8	0,02	Нет св.
4 - опытная партия, 16,0 мм	900-940	0,5	+	990-1040/50/1017	8,1-11,4/3,3/9,9	29-31/2/29,7	65	65	0	65	7-8	0	0,015
4 - контрольная партия, 16,0 мм	840-880	0,15	-	950-1000/50/978	11,5-12,5/1/12	26-32/6/30,5	70	75	5	72,5	7-8	0,019	Нет св.
6 - опытная партия, 16,0 мм	910-915	0,5	+	1040-1070/30/1060	8-10,5/2,5/9,7	28-33/5/29,7	50	50	0	50	7-8	0,10	Нет св.
6 - контрольная партия, 16,0 мм	820-860	0,15	-	990-1070/80/1023/	9,5-12/2,5/10,8	27-39/12/32,7	60	60	0	60	7-8	0,20	Нет св.
7 - опытная партия, 16,0 мм	910-915	0,5	+	980-1040/60/1020	9-12/3,0/11	28-34/6/32	50	50	0	50	7-8	0,10	Нет св.
7 - контрольная партия, 16,0 мм	820-860	0,15	-	980-1080/100/1026	9-14,5/5,5/10,7	28-33/5/24,7	60	60	0	60	7-8	0,20	Нет св.

<sup>1</sup> (+) - в работе все вентиляторы, (-) – вентиляторы отключены.

### Выводы

1. Повышенное содержание кремния и алюминия обуславливает высокий уровень загрязненности металла НВ силикатного и алюминатного типов в виде окислов этих химических элементов, что вызывает повышенную обрывность проката при волочении. Рекомендовано снизить содержание в стали кремния до 0,20-0,22 %, алюминия – не более 0,005 % с целевым

содержанием марганца на уровне 0,67 %.

2. Достаточно высокая степень загрязненности стали НВ предполагает применение модифицирования металла с целью снижения размеров или даже исключения зоны столбчатых кристаллов при непрерывной разливке с применением также и ЭМП. Следует разработать технологию по количеству и порядку отдачи кальций содержащего материала в не-



сколько приемов на установке ковш-печь (УКП) для улучшения условий модифицирования НВ (измельчения включений, снижения их вязкости, изменения их химического состава) в стали этим материалом. Ранее кальцийсодержащий материал отдавался в сталь на УКП с целью повышения ее жидкотекучести при непрерывной разливке в количестве, определяемом содержанием в стали алюминия.

3. Для снижения в стали количества и размеров экзогенных НВ, попадающих в сталь от размывки футеровок сталеразливочных и промежуточных ковшей, погружных труб, введены в практику так называемые «промывочные плавки», когда при производстве высокоуглеродистой стали ответственного назначения следует первой проводить плавку неответственного, рядового качества, особенно при наличии новых футеровок соответствующих агрегатов.

4. Проведенное усовершенствование технологического процесса производства стали, ее внепечной обработки позволило существенно улучшить технологичность переработки круглого проката на метизном переделе. Так, за счет сталеплавильного передела обрывность при волочении высокоуглеродистой проволоки снизилась с 0,34 до 0,10 т-1.

5. На повышение деформируемости проката при волочении повлияло также внедрение новой технологии двустадийного охлаждения на линии Стелмор, формирующей более равномерную микроструктуру проката, доленое влияние на обрывность при волочении составило примерно 50%: обрывность опытных партий проката составило 0,01 т-1 по сравнению с 0,04 т-1 на контрольных партиях.

6. Для дальнейшего улучшения качества высокоуглеродистой стали и проката имеет смысл исследовать и внедрить еще ряд технико-технологических операций. К ним можно отнести: выбор оптимальных режимов работы ЭМП, применение модифицирования расплава перед или в процессе непрерывной разливки, проведение реконструкции линии Стелмор и т.д.

## Список литературы

1. Усовершенствование сквозной технологии производства бунтового проката из стали марки 80P в условиях ОАО «ММК»/А.Г. Корчунов, В.А. Бигеев, А.Б. Сычков, Г.С. Зайцев, Ю.А. Ивин, А.Ю. Дзюба. Вестник Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 2013. № 2 (42). С. 29-35.
2. Сквозная технология производства бунтового проката из стали 80P/А.Б. Сычков, В.М. Колокольцев, В.А. Бигеев, М.В. Чукин, Г.С. Зайцев // Бюл. БТИ-ЭИ. Черная металлургия. 2013. № 12. С. 40-45.
3. Особенности производства высокоуглеродистой стали в современном ЭСПЦ/ В.А. Бигеев, А.Б. Сычков, М.В. Потапова, Г.С. Зайцев, А.О. Кретова //Современные проблемы электрометаллургии стали: материалы XVIII международной конференции /под ред. В.Е. Рощина. Челябинск: издательский центр ЮурГУ, 2019. Ч. I. С. 57-60.
4. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1977. 648 с.
5. Режим двустадийного охлаждения катанки из стали 80КРД на линии Стелмор//Э.В. Парусов, В.В. Парусов, М.Ф. Евсюков, А.И. Сивак, А.Б. Сычков// Металлургическая и горнорудная промышленность. 2006. № 3. С. 64-67.
6. Разработка режима двустадийного охлаждения катанки из стали С80Д2, легированной бором и ванадием/ Э.В. Парусов, В.В. Парусов, Л.В. Сагура, А.И. Сивак, А.П. Клименко, А.Б. Сычков// Металлургическая и горнорудная промышленность. 2011. № 3. С. 53-56.
7. Парусов В.В., Сычков А.Б., Парусов Э.В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки. Днепропетровск: Арт-Пресс, 2012. 376 с.
8. Сычков А.Б. Технологические аспекты производства качественной катанки //Вестник Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 2006. № 4 (16). С. 63-69.

## Сведения об авторах

**Бигеев Вахит Абдрашитович** – д-р техн.наук, профессор кафедры МиХТ, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. E-mail: v.bigeev11@yandex.ru.

**Кретова Анна Олеговна** – аспирант кафедры МиХТ, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. E-mail: anykretova@yandex.ru.

**Сычков Александр Борисович** – д-р техн.наук, доцент, профессор кафедры литейных процессов и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. E-mail: absychkov@mail.ru.

**Зайцев Григорий Сергеевич** – старший менеджер ООО «Объединенная Сервисная Компания», Магнитогорск, Россия. E-mail: kroll676@rambler.ru.

**Малашкин Сергей Олегович** – аспирант кафедры литейных процессов и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. E-mail: shtirlic21999@mail.ru.

**Атангулова Гузель Ягафаровна** – аспирант кафедры литейных процессов и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. E-mail: 174kamalova@mail.ru.

---

*INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH*

---

---

**IMPROVEMENT OF PRODUCTION TECHNOLOGY FOR GRADE OF STEEL 80P IN THE CONDITIONS OF PJSC «MAGNITOGORSK IRON AND STEEL COMPANY»**

**Bigeev Vakhit Abdrashitovich** – Dr.Sci. (Eng.), Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russian Federation. E-mail: v.bigeev11@yandex.ru

**Kretova Anna Olegovna** – Graduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russian Federation. E-mail: anykretova@yandex.ru.

**Sychkov Alexander Borisovich** – Dr.Sci (Eng), Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russian Federation. E-mail: absychkov@mail.ru.

**Zaitsev Grigory Sergeevich** – Senior Manager, LLC “United Service Company” Magnitogorsk, Russian Federation. E-mail: kroll676@rambler.ru.

**Malashkin Sergey Olegovich** – Graduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russian Federation. E-mail: shtirlic21999@mail.ru.

**Atangulova Guzel Yagafarovna** – Graduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russian Federation. E-mail: 174kamalova@mail.ru.

**Abstract:** *This article discusses the existing technology for the production of steel grade 80P. The list of shortcomings of the current technology that negatively affects the quality of steel billets is given. In order to reduce non-metallic inclusions in steel, the high content of which increases the breakage of rolled products, it is recommended to reduce the content of silicon and aluminum in the steel. To increase the deformability of rolled products during drawing, it was proposed to introduce a two-stage cooling technology on the Stelmor line.*

**Keywords:** *steel alloying, electromagnetic mixing, non-metallic inclusions, heat treatment, austenization.*

---

Бигеев В.А., Кретова А.О., Сычков А.Б., Зайцев Г.С., Малашкин С.О., Атангулова Г.Я. Совершенствование технологии производства стали марки 80P в условиях ПАО «ММК» // Теория и технология металлургического производства. 2019. №4(31). С. 18-25.  
Bigeev V.A., Kretova A.O., Sychkov A.B., Zaitsev G.S., Malashkin S.O., Atangulova G.Y. Improvement of production technology for grade of steel 80P in the conditions of PJSC «Magnitogorsk Iron and Steel Company» *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2019, vol. 31, no. 4, pp. 18-25.

УДК 669-147

Чубуков М.Ю., Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Агарков А.Ю.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ**

*Аннотация.* В настоящей работе проведены исследования зависимости химического состава низкоуглеродистых трубных сталей на скорость продвижения твердой фазы. В программном комплексе Poligon Soft проведено моделирование затвердевания четырех химических составов сталей в медном кокиле Ø410 мм, имеющем геометрические параметры гильзы кристаллизатора зоны первичного охлаждения установки непрерывной разливки стали. Производилась оценка температурного поля и толщины твердой фазы отливок через определенные временные промежутки до 320 с, что соответствовало среднему времени нахождения жидкой стали в медном кристаллизаторе в процессе непрерывной разливки сталей. Оценка температурных полей показала, что с увеличением содержания углерода в стали в первоначальный момент времени температура поверхности отливок возле стенок медного кокиля снижается. Снижение составляет до 13° при увеличении углерода от 0,07 до 0,20% в стали. Кроме того, проведенные исследования показали некоторые различия в характере продвижения твердой фазы. Установлено, что исследуемые стали имеют различные скорости затвердевания, обусловленные химическим составом. Стали с наименьшим содержанием углерода имеют наибольшую скорость продвижения твердой фазы. При этом их скорость затвердевания сопоставима. Наименьшую скорость затвердевания имеет сталь с наибольшим содержанием углерода.

*Ключевые слова:* кристаллизация, затвердевание, моделирование, твердая фаза, низкоуглеродистые стали, двухфазная зона.

С учетом известных преимуществ способа производства стальных заготовок на машинах непрерывной разливки стали [1], интенсифицируются работы, направленные на изучение процессов затвердевания жидкой стали в медном кристаллизаторе. Данные работы направлены на снижение уровня дефектности заготовок, а также физической и химической неоднородности непрерывнолитых заготовок. При этом не достаточно внимания уделяется области исследований, заключающихся в повышении качества непрерывнолитых заготовок за счет изменения химического состава. Низкая популярность исследований в данной области связана в первую очередь с невозможностью корректировки в рамках требуемых, нормированных пределов химических составов сталей. Однако в металлургической промышленности есть и области, где корректировка химических составов не запрещена стандартами и может являться дополнительным, а зачастую и единственным, рычагом воздействия на качественные показатели НЛЗ. Изменение химического состава в сталях наряду с введением микролегирующих элементов, обеспечивающих прогрессивные механизмы упрочнения стали и измельчение зерна, и другими мерами воздействия представляется современным способом обеспечения требуемых качественных показателей непрерывнолитых заготовок.

Многими исследованиями показано, что степень развития осевой пористости непрерывнолитых заготовок в значительной степени зависит от кинетики и равномерности фронта затвердевания [2 - 5].

Известно, что ширина двухфазной зоны, т.е.

температурный интервал, в котором наряду с жидким расплавом имеет место наличие закристиализовавшегося дендритного остова, оказывает влияние на процесс питания заготовки, формирование ликвиционной неоднородности и горячих трещин [6, 9]. При этом чем шире двухфазная зона, тем более развиты дефекты, связанные с физической и химической неоднородностью. Температурный интервал затвердевания зависит от нескольких факторов, основным из которых является химический состав стали.

Кроме того, как известно, химический состав стали оказывает непосредственное влияние на кинетику выделения карбидных и карбонитридных фаз при затвердевании непрерывнолитых заготовок, а также определяет температурные интервалы существования основных фазовых составляющих.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния химического состава стали на особенности затвердевания заготовок.

Предметом исследований были 4 химических состава низкоуглеродистых низколегированных сталей с различным содержанием углерода – 06ГФБА, 09Г2С, 13ГФА и 20ФА. В программе Poligon Soft производилось моделирование динамики затвердевания рассматриваемых химических составов сталей. Параметры моделирования задавались максимально приближенными к условиям затвердевания непрерывнолитых заготовок в зоне первичного охлаждения (ЗПО) - медном кристаллизаторе установки непрерывного литья заготовок со следующими допущениями:

– верхняя и нижняя точки модели были заданы с нулевыми границами для исключения воздействия на результаты моделирования;

– образование лунки жидкого металла при кристаллизации в ЗПО не было учтено, т.е. процесс рассматривался как релаксационный;

– рассмотрению подвергались только процессы, происходящие в ЗПО без учета зоны вторичного охлаждения.

Указанные допущения в полной мере позволяют оценить продвижение фронта кристаллизации, ширину двухфазной зоны и другие параметры кристаллизации в зависимости от заданного химического состава.

Основные параметры моделирования (граничные условия) принимались следующие:

сечение кристаллизатора: круглое, диаметр  $\varnothing 410$  мм;

высота медного кристаллизатора: 800 мм;

толщина стенки медного кристаллизатора: 15 мм;

температура внутренней поверхности кристаллизатора:  $150^{\circ}\text{C}$ ;

температура ликвидус:  $1514\text{--}1520^{\circ}\text{C}$ ;

температура заливки металла:  $1541\text{--}1554^{\circ}\text{C}$ ;

теплофизические свойства рассчитывались для каждой конкретной стали.

В результате моделирования были получены модели цилиндрических слитков на различных стадиях процесса кристаллизации и затвердевания, что позволяло оценить продвижение фронта кристаллизации и сопоставить скорости затвердевания отливок с различным химическим составом.

Производилась оценка температурного поля отливок из рассматриваемых марок сталей после 10 с, соответствующих началу процесса затвердевания в медном кристаллизаторе, и 320 с, соответствующих реальному времени прохождения НЛЗ через медный кристаллизатор (рис. 1).

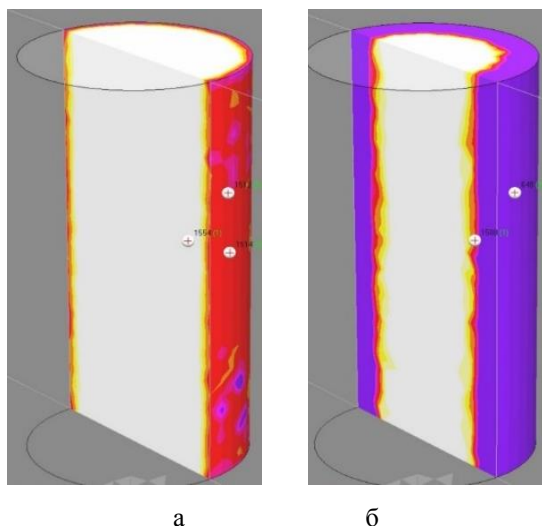


Рис. 1. Пример визуализации температурных полей (а) и твердой фазы (б) отливок

На первом этапе производилась оценка температурного поля отливок из рассматриваемых марок сталей после 10 с, соответствующих началу процесса за-

твердевания в медном кристаллизаторе, и 320 с, соответствующих реальному времени прохождения НЛЗ через медный кристаллизатор (рис. 2).

На рис. 3 приведены результаты оценки температуры на наружной поверхности отливок и двухфазной зоны в зависимости от времени затвердевания.

Температура наружной поверхности металла после 10 с затвердевания наиболее высокая на стали 06ГФБА. Для сталей 09Г2С, 13ГФА и 20ФА температура поверхности снижается с увеличением содержания углерода в марке стали. Наиболее низкая температура поверхности наблюдается на стали 20ФА, разница между сталью 06ГФБА и 20ФА по температуре поверхности после 10 с затвердевания составляет  $17^{\circ}\text{C}$ . Разница в температуре наружной поверхности металла может быть объяснена только различными теплофизическими параметрами марок сталей и процессами фазовых превращений, происходящих при кристаллизации.

После 320 с затвердевания общая картина изменения температуры наружной поверхности металла не изменяется. При этом между сталью 06ГФБА и 20ФА разница в температуре поверхности после 320 с снизилась (по сравнению с 10 с затвердевания) и составила  $13^{\circ}\text{C}$ . Между сталью 06ГФБА и промежуточными марками 09Г2С и 13ГФА разница увеличилась с  $5^{\circ}\text{C}$  (после 5 с затвердевания) до  $7^{\circ}\text{C}$  после 320 с затвердевания.

Несколько иная картина наблюдается при рассмотрении температуры двухфазной области. В данном случае после 10 с затвердевания двухфазная область имеет температуру, близкую к температуре заливки, в связи с чем на гистограмме отмечается распределение по параболическому закону. После 320 с затвердевания температура двухфазной области снижается тем сильнее, чем меньше в стали углерода. Так, разница в температуре двухфазной области между сталью 06ГФБА и 09Г2С составляет  $5^{\circ}\text{C}$ , 06ГФБА и 13ГФА –  $10^{\circ}\text{C}$ , а для 06ГФБА и стали 20ФА –  $32^{\circ}\text{C}$ .

Согласно диаграмме железо-углерод при температурах двухфазной области сталь 06ГФБА ( $1508^{\circ}\text{C}$ ) имеет фазу высокотемпературного  $\delta$ -феррита, сталь 09Г2С и 13ГФА ( $1503^{\circ}\text{C}$  и  $1498^{\circ}\text{C}$ ) – жидкость+ $\delta$ -феррит, сталь 20ФА ( $1476^{\circ}\text{C}$ ) – высокотемпературный  $\delta$ -феррит+аустенит.

На втором этапе производилась оценка продвижения фронта кристаллизации и двухфазной зоны для каждого из исследуемых химических составов. С интервалом времени 50 с (от 16 до 650 с) на полученных моделях производились замеры толщины твердой фазы (от поверхности до солидуса) и двухфазной зоны (от солидуса до ликвидуса). На рис. 4 приведен пример расчета ширины зон.

На рис. 5 и 6 приведены результаты замера толщины двухфазной зоны, а также скорость продвижения твердой фазы исследуемых марок сталей.

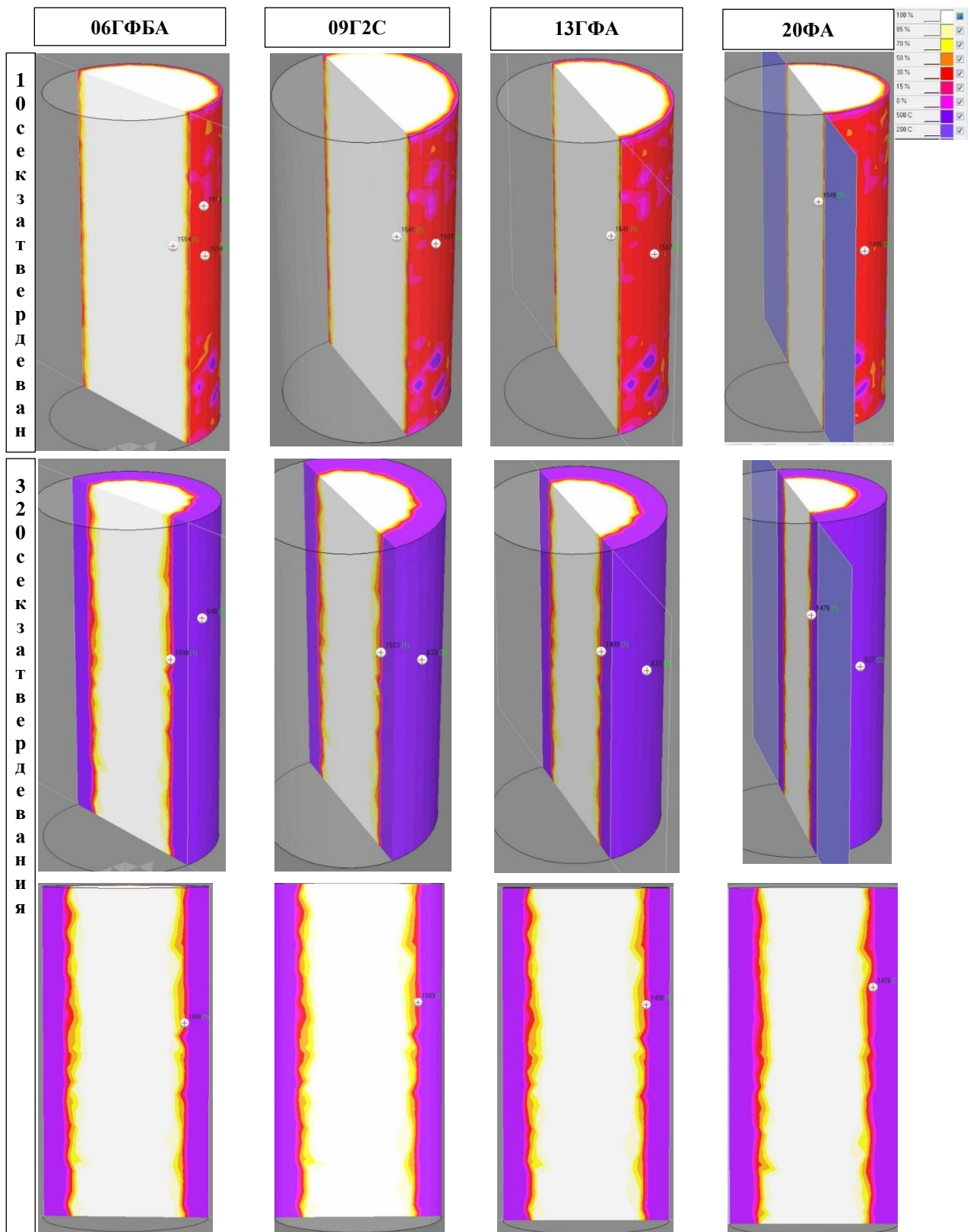


Рис. 2. Результаты моделирования по оценке температурного поля отливок

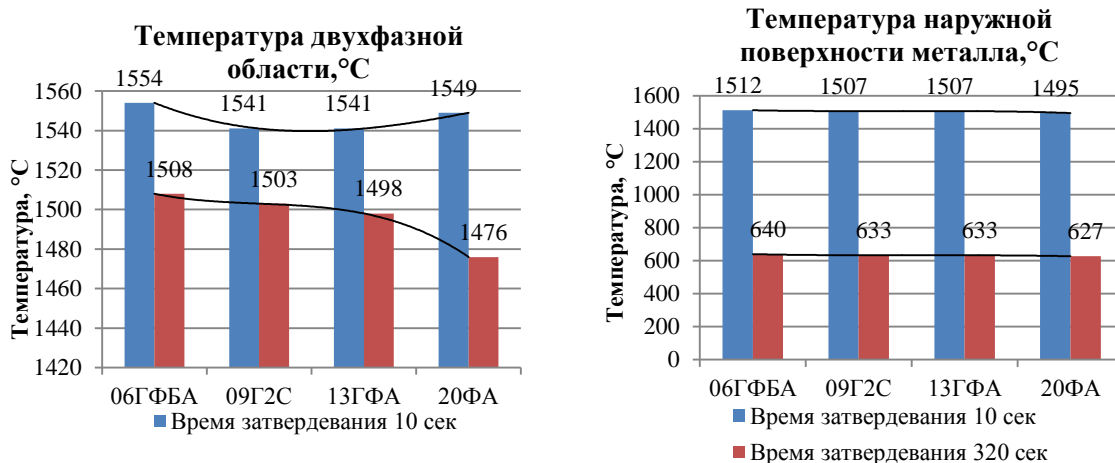


Рис. 3. Температура на наружной поверхности отливок и двухфазной зоны в зависимости от времени затвердевания

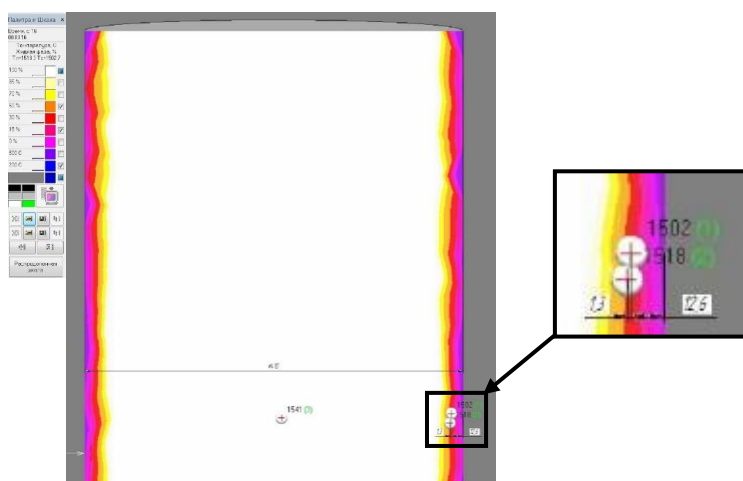


Рис. 4. Пример замера ширины зон на построенных моделях

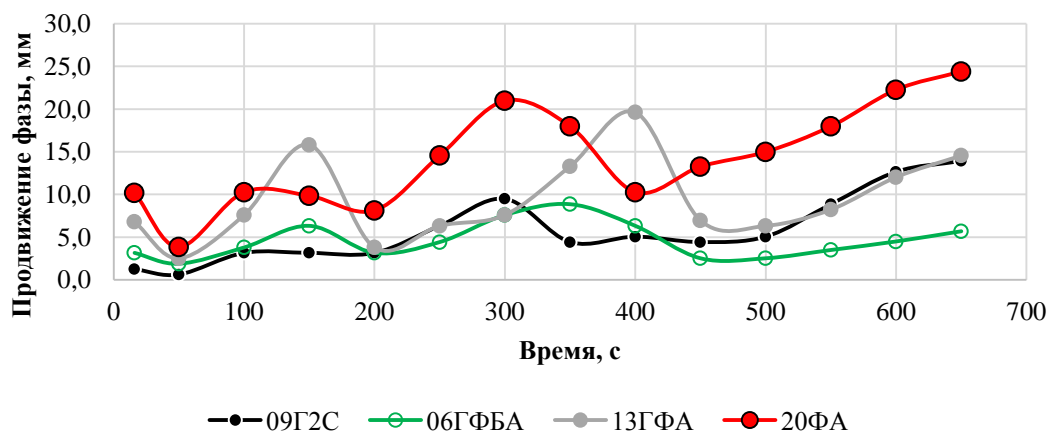


Рис. 5. Результаты замеров продвижения двухфазной зоны

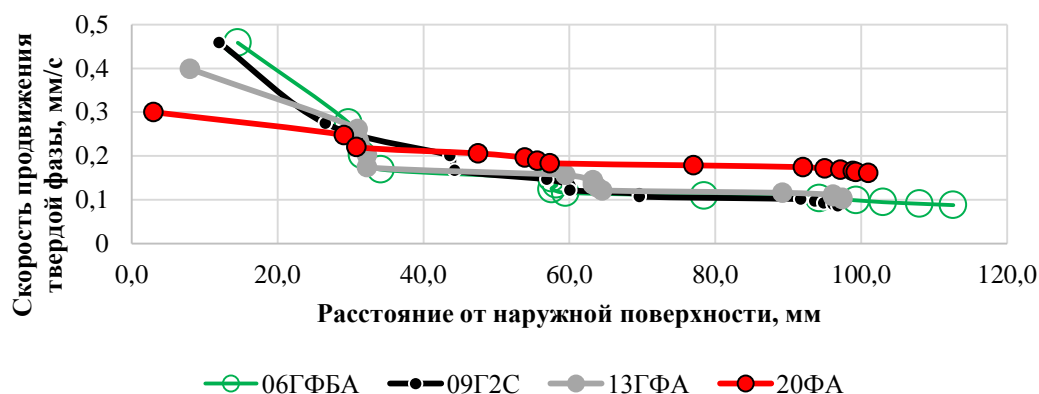


Рис. 6. Скорость продвижения твердой фазы для исследуемых марок сталей

Анализ полученных результатов моделирования показал, что стали 06ГФБА и 09Г2С с наименьшим содержанием углерода имеют наибольшую скорость продвижения твердой фазы. При этом их скорость затвердевания сопоставима. Наименьшую скорость затвердевания имеет сталь 20ФА с наибольшим содержанием углерода, сталь 7 с содержанием углерода 0,13% имеет промежуточное значение.

Характер изменения скорости затвердевания для сталей 3, 6, 7 сопоставим – на начальном этапе (16 с) скорость максимальна и составляет от 0,45 до 0,4 мм/мин. Через 50 с происходит плавное снижение скорости, для всех марок сталей она составляет от 0,26 до 0,27 мм/мин. Далее, по мере продвижения фронта затвердевания скорость убывает и составляет 0,12-0,13 мм/с через 300 с и 0,08-0,10 мм/с через 650 с.

Необходимо отметить, что скорость продвижения твердой фазы стали 20ФА несколько отличается от остальных сталей, а именно начальная скорость составляет 0,3 мм/мин, что на 30-33% ниже начальной скорости затвердевания сталей 06ГФБА, 09Г2С и 13ГФА. Однако начиная со 100 с (с момента заливки металла) скорость продвижения твердой фазы стали 8 на 15-50% превышает скорость затвердевания оставшихся трех исследуемых сталей.

#### Выводы

Полученные в результате моделирования в программном комплексе Polygon Soft данные говорят о том, что увеличение углерода в стали приводит к снижению интенсивности процесса теплообмена между поверхностью непрерывнолитой заготовки и стенками кристаллизатора. При этом для сталей с содержанием углерода 0,13-0,20% процесс затвердевания в большей степени сдвигается в зону вторичного охлаждения, тогда как для низкоуглеродистых сталей интенсивный отвод тепла в первые секунды позволяет сформировать качественный полноценный корковый слой, способный противостоять деформациям и термоциклированию в ЗВО, уже на выходе из кристаллизатора.

#### Список литературы

1. Information on <http://www.stahl-online.de/index.php/statistiken>
2. Гуцин В.Н., Ульянов В.А. Исследование влияния неравномерности фронта затвердевания на осевую пористость непрерывнолитых сортовых заготовок // Черные металлы. 2016 №12 С. 21-24.
3. Ульянов В.А., Гуцин В.Н. Исследование влияния условий затвердевания на образование трещин в непрерывнолитых заготовках // Черные металлы. 2012. №6. С. 13-16.
4. Гуцин В.Н., Ульянов В.А. Математическое и физическое моделирование теплофизических процессов в металлургии. Нижний Новгород: НГТУ, 2014. 157 с.
5. Braun A., Warzecha M., Pfeifer H. Numerical and physical modelling steel flow in two-stand tundish for different casting conditions //Metallurgical and Materials Transactions. 2010. Vol. 41, №3. P. 549-559.
6. Чернышов Е.А. Особенности формирования двухфазной зоны в тонкостенных металлооболочковых формах // Современные проблемы науки и образования. 2009. № 6-1.
7. Vicent Guyot, J.F. Martin, A. Ruelle e.a. Control of surface Quality of 0,08%<C<0,12% Steel Slabs in Continuous Casting //ISIJ International. Vol. 36. 1996. Supplement P. S227-S230.
8. Jacobi H., Dr.-Ing.Habil. thesis jf TU Clausthal (Germany), June 1991.
9. Носоченко А.О. Исследование влияния углерода на центральную химическую и структурную неоднородность и комплекс свойств низколегированных трубных сталей: Дис. ... канд. техн. наук. 2003. С. 39.
10. Mostafa Omar El-Bealy. Li Mold Thermo-Mechanical Rigidity Criterion for Surface Quality of Continuous Casting of Steel. //Materials Sciences and applications. 2013. Vol. 3. P. 39-51.
11. Mintz B. The Influence of Composition on the hot Ductility of Steel and to the problem of Transverse cracking // ISIJ International. 1999. Vol.39. P.833-855.

## Сведения об авторах

**Чубуков Михаил Юрьевич** – преподаватель, кафедра «Технология материалов» ВолгГТУ, Волжский, Россия. E-mail: [Miha1c4@ya.ru](mailto:Miha1c4@ya.ru).

**Руцкий Дмитрий Владимирович** – канд. техн. наук, доцент, кафедра «Технология материалов» ВолгГТУ. Волгоград, Россия. E-mail: [tecmat@vstu.ru](mailto:tecmat@vstu.ru)

**Зюбан Николай Александрович** - доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технология материалов» ВолгГТУ, Волгоград, Россия. E-mail: [tecmat49@vstu.ru](mailto:tecmat49@vstu.ru)

**Агарков Артем Юрьевич** - аспирант, кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

---

## INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

---

### MODELING OF SOLIFICATION PROCESSES OF CASTINGS OF LOW-CARBON PIPE STEELS

**Chubukov Michael Yurievich** – Lectuer, department «Technology of Materials», Volgograd State Technical University, Volzhskiy, Russia. E-mail: [Miha1c4@ya.ru](mailto:Miha1c4@ya.ru)

**Rutskii Dmitry Vladinovich** – Cand. Sci.(Eng.), Associate professor, department «Technology of Materials», Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia. E-mail: [tecmat@vstu.ru](mailto:tecmat@vstu.ru)

**Zyuban Nikolay Aleksandrovich** – Dr.Sci. (Eng.), professor, chief of department « Technology of Materials». Volgograd State Technical University , Volgograd,Russia. E-mail: [tecmat49@vstu.ru](mailto:tecmat49@vstu.ru)

**Agarkov Artem Yurevich** – postgraduate, of department « Technology of Materials». Volgograd State Technical University, Volgograd,Russia. E-mail: [tecmat@vstu.ru](mailto:tecmat@vstu.ru)

**Abstract.** *The results of a study of the dependence of the chemical composition of low-carbon pipe steels on the rate of advancement of the solid phase are presented. Modelling of solidification by virtue of the Poligon Soft software package of four chemical compositions of steels in a Ø410 mm copper chill mold having the geometric parameters of the mold core of the primary cooling zone of a continuous casting plant are shown. The temperature field and the thickness of the solid phase of the castings were estimated at specific time intervals of up to 320 sec, which corresponded to the average residence time of liquid steel in a copper crystallizer during the continuous casting of steels. An assessment of the temperature fields showed that increasing the carbon content in steel at the initial time, the surface temperature of the castings near the walls of the copper chill mold decreases. The decrease reaches up to 13 ° with increasing carbon from 0.07 to 0.20% in steel. In addition, studies have shown some differences in the nature of the promotion of the solid phase. It was established that steels have different solidification rates due to the chemical composition. Steels with the lowest carbon content have the highest rate of advancement of the solid phase. Moreover, their solidification rate is comparable. Steel with the highest carbon content has the lowest solidification rate.*

**Keywords:** *Crystallization, solidification, solid phase modeling, low carbon steels, two-phase zone.*

---

Ссылка на статью:

Чубуков М.Ю., Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Агарков А.Ю. Моделирование процессов затвердевания отливок из низкоуглеродистых трубных марок сталей // Теория и технология металлургического производства. 2019. №4(31). С. 26-31.  
Chubukov M.Yu., Rutskii D.V., Zuyban N.A., Agarkov A.Yu. Modeling of solification processes of castings of low-carbon pipe steels *Teoria i tecnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2019, vol. 31, no. 4, pp.26-31.



УДК 669.1

Кабанов В.Д., Метелкин А.А., Шевченко О.И., Плешивцев К.Н., Игнатъев И.Э.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВИЖЕНИЯ РАСПЛАВА В СИСТЕМЕ «ЦИРКУЛЯЦИОННЫЙ ВАКУУМАТОР - СТАЛЕРЕЗЛИВОЧНЫЙ КОВШ» С ЦЕЛЬЮ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ПОДАЧИ НЕЙТРАЛЬНОГО ГАЗА ВО ВПУСКНОЙ ПАТРУБОК ЦИРКУЛЯЦИОННОГО ВАКУУМАТОРА

**Аннотация.** В данной работе рассмотрен вопрос моделирования движения расплава в системе «циркуляционный вакууматор – сталеразливочный ковш». Показано, что при низких расходах аргона во впускной патрубке вакууматора сталеразливочного ковша образуются зоны со слабым перемешиванием металла. Установлен расход аргона во впускной патрубке циркуляционного вакууматора, обеспечивающий качественное перемешивание металла в сталеразливочном ковше.

**Ключевые слова:** циркуляционный вакууматор, дегазация металла, моделирование движения металла.

В настоящее время потребители металла предъявляют все более высокие требования к качеству продукции. Одним из этих требований является операция вакуумирования стали, поэтому ведущие металлургические предприятия вводят в эксплуатацию агрегаты по обработке металла вакуумом.

Одна из задач, которые стоят перед специалистами заводов, - это освоение и повышение эффективности работы установок вакуумирования стали.

Известно, что на скорость дегазации металла в циркуляционном вакууматоре влияют многочисленные факторы, такие как глубина остаточного давления в вакуум – камере, время вакуумирования и расхода Ar, подаваемого во впускной патрубке [1,2]. От расхода аргона, подаваемого во впускной патрубке, зависит скорость циркуляции [2], соответственно, и скорость удаления водорода и азота из металла. Однако на практике выяснилось, что при повышенном расходе аргона возрастают теплотери. Данным фактом пользуются опытные сталевары для корректировки температуры металла в сталеразливочном ковше перед отдачей его на разливку.

В период освоения циркуляционного вакууматора в ПАО «НЛМК» было установлено, что на некоторых плавках происходило резкое снижение температуры на 40°C в конце разливки сталеразливочного ковша. Также было отмечено изменение температуры в процессе разливки, происходило как повышение, так и понижение температуры (20–25°C). Были рассмотрены многочисленные технологические параметры, теплоизоляционные шлаковые смеси, возможные ошибки оборудования и т.д. В итоге было определено, что на данных плавках расход аргона составлял менее 1600 л/мин. При этом необходимо заметить, что при низком расходе аргона создается возможность замалливания трубок подачи аргона.

Для понимания данного явления была создана гидродинамическая модель системы «циркуляционный вакууматор – сталеразливочный ковш» (рис. 1).

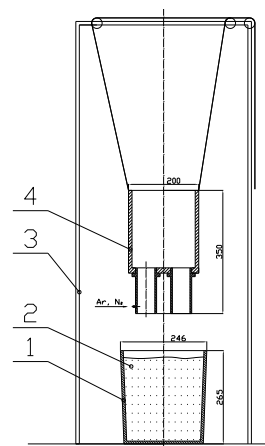


Рис. 1. Гидродинамическая модель системы металлургических агрегатов

вакуумкамера – сталеразливочный ковш:  
1 – модель сталеразливочного ковша; 2 – расплав, имитирующий жидкую сталь; 3 – система блочных элементов для подъема и опускания вакууматора; 4 – модель циркуляционного вакууматора

Созданная система включает в себя модель сталеразливочного ковша, модель циркуляционного вакууматора, систему подъемных механизмов и систему откачки воздуха. Модель циркуляционного вакууматора и сталеразливочного ковша выполнена из оргстекла для наглядности передвижения жидкости внутри системы.

К модели вакууматора, во впускной патрубке, подведен шланг для подачи воздуха или другого газа из баллона, на баллоне установлен редуктор подачи воздуха и ротаметр, благодаря которому можем регулировать количество подаваемого газа в патрубке.

Раствор моделирующий расплав металла включает в себя смесь воды, алюминиевой пудры и стирального порошка.

Установили следующие параметры соответствия:

- в зависимости от диаметров патрубков;
- в зависимости от плотности моделирующей жидкости.

В соответствии с принятыми параметрами подобия составлена табл. 1.

**Теория и технология металлургического производства**

Расход газа во впускной патрубок на модели циркуляционного вакууматора в соответствии с промышленной установкой 320 т

Вид установки	Расход аргона, л/мин				
	Модель циркуляционного вакууматора	2,5	5,0	10,0	20,0
Промышленная установка 320 т	262,5	525,0	1050,0	2100,0	2887,5

Опыты показали, что при небольших расходах аргона, до 10,0 л/мин в сталеразливочном ковше, во время обработки металла на циркуляционном вакууматоре, возможно образование застойных зон и зон со слабым перемешиванием стали в верхней его части (рис. 2). Зона со слабым перемешиванием металла распространяется на глубину погружения патрубков.

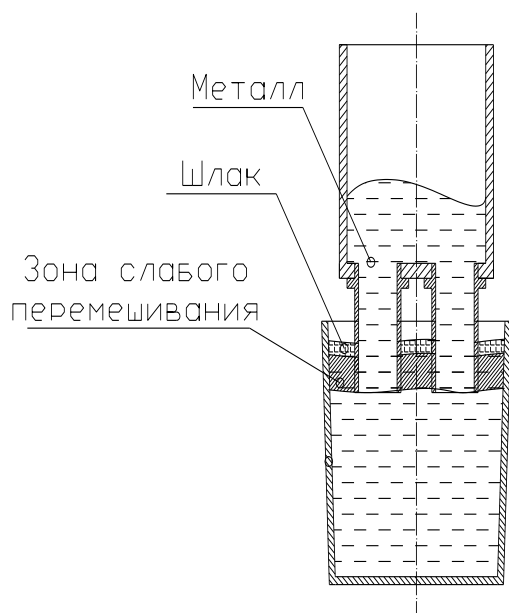


Рис. 2. Зона с недостаточным перемешиванием верхних слоев металла в сталеразливочном ковше

Таким образом, моделирование расплава в системе «циркуляционный вакууматор – сталеразливочный ковш» показало, что при расходе аргона менее 800-1000 л/мин в верхней части сталеразливочного ковша образуется зона застоя, или зона с недостаточным перемешиванием металла на глубину заглубли-

ния патрубков.

Возможно во время разливки сталеразливочного ковша с зоной недостаточного перемешивания металла в верхней части, по окончании разливки, когда металл с данной зоны начнет поступать в промежуточный ковш, произойдет резкое охлаждение стали в промежуточном ковше и, как следствие, замерзание погружных стаканов и аварийное завершение разливки металла на установке разливки стали.

Установив и введя в технологические параметры расход аргона во впускной патрубок 2100 л/мин и введя дополнительную операцию - продувку аргоном после вакуумирования стали, исключили случаи неоднородности металла по температуре и получили необходимый химически однородный состав металла по всему ковшу с требуемыми значениями водорода.

Таким образом, моделирование расплава в системе «циркуляционный вакууматор – сталеразливочный ковш» показало, что при расходе аргона менее 1000 л/мин недостаточно для качественного перемешивания металла в сталеразливочном ковше.

На основании данных, полученных моделированием расплава, а также введя дополнительную продувку аргоном после вакуумирования стали, удалось стабилизировать процесс разливки на установках непрерывной разливки стали.

#### Список литературы

1. Бигеев А.М., Бигеев В.А. *Металлургия стали. Теория и технология плавки стали* : учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. Магнитогорск : МГТУ, 2000. 544 с.
2. Кнюппель Г. *Раскисление и вакуумная обработка стали. Основы и технология ковшовой металлургии*. М. : Металлургия, 1984. 414 с.

#### Сведения об авторах

**Кабанов Владислав Дмитриевич** – студент кафедры металлургических технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Нижнетагильский технологический институт (филиал), Нижний Тагил. E-mail: [kabanovvladislav3012@gmail.com](mailto:kabanovvladislav3012@gmail.com)

**Метелкин Анатолий Алексеевич** – канд. техн. наук, ст. преподаватель кафедры металлургических технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Нижнетагильский технологический институт, (филиал). Нижний Тагил. E-mail: [anatoliy82@list.ru](mailto:anatoliy82@list.ru)

**Шевченко Олег Игоревич** – д-р техн. наук, зав. кафедрой металлургических технологий, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Нижнетагильский технологический институт (филиал). Нижний Тагил. E-mail: [shvchenko\\_oleg@mail.ru](mailto:shvchenko_oleg@mail.ru)

**Плешивцев Константин Николаевич** – начальник участка циркуляционного вакууматора конвертерного цеха №2 ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат». 398040, Липецк. E-mail: [Pleshivtsev\\_kn@nlmk.com](mailto:Pleshivtsev_kn@nlmk.com)

**Игнатьев Игорь Эдуардович** – д-р техн. наук, ст. научн. сотр., Институт металлургии Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург. E-mail: [igx2@mail.ru](mailto:igx2@mail.ru)

---

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

---

**MODELING OF MOVEMENT OF THE MELT IN THE SYSTEM CIRCULATORY VACUUM UNIT - STEEL LADLE FOR DETERMINE THE OPTIMAL PARAMETERS FOR THE SUPPLY OF NEUTRAL GAS INTO THE INLET PIPE OF THE CIRCULATORY VACUUM DEGASSER**

**Kabanov Vladislav Dmitrievich** - Student, Department of metallurgical technologies Ural Federal University named after first President of Russia B. N. Yeltsin" Nizhny Tagil technological Institute (branch), Nizhny Tagil, Russia. E-mail: [kabanovvladislav3012@gmail.com](mailto:kabanovvladislav3012@gmail.com)

**Metelkin Anatoly Alekseevich** - Cand. Sci.(Eng.) Associate Professor of Department metallurgical technology "Ural Federal University named after first President of Russia B. N. Yeltsin" Nizhny Tagil technological Institute (branch), Nizhny Tagil, Russia. E-mail: [anatoliy82@list.ru](mailto:anatoliy82@list.ru)

**Shevchenko Oleg Igorevich** - Dr. Sci.(Eng.), head. the Department of Metallurgical technology, "Ural Federal University named after. First President of Russia B. N. Yeltsin " Nizhny Tagil Institute of technology (branch). Nizhni Tagil, Russia. E-mail: [shevchenko\\_oleg@mail.ru](mailto:shevchenko_oleg@mail.ru)

**Pleshivtsev Konstantin Nikolaevich** - the Chief of a site of circulating vacuum degasser in the Converter shop №2 of OJSC "Novolipetsk steel", Lipetsk, Russia. E-mail: [Pleshivtsev\\_kn@nlmk.com](mailto:Pleshivtsev_kn@nlmk.com)

**Ignatiev Igor Eduardovich** - Dr. Sci.(Eng.), Assistant Professor, Federal state budgetary institution of science Institute of metallurgy, Ural branch of RAS, Ekaterinburg, Russia. E-mail: [igx2@mail.ru](mailto:igx2@mail.ru)

**Abstract:** *In the work the question of modeling of melt motion in the system "circulatory vacuum degasser – steel ladle" is observed. It is shown that at low argon consumption in the inlet pipe of the circulatory vacuum unit, zones with weak stirring of the metal are formed in the steel ladle. The consumption of argon in the inlet pipe of the circulating vacuum degasser, providing high-quality mixing of the metal in the steel ladle, was defined.*

**Keywords:** *Circulation degasser, degassing of metals, modeling of metal movement.*

---

Ссылка на статью:

Кабанов В.Д., Метелкин А.А., Шевченко О.И., Плешивцев К.Н., Игнатьев И.Э. Моделирование движения расплава в системе «циркуляционный вакууматор - сталеразливочный ковш» с целью определения оптимальных параметров подачи нейтрального газа во впускной патрубок циркуляционного вакууматора// Теория и технология металлургического производства. 2019. №4 (31). С. 26-34.

Kabanov V. D., Metelkin A.A., Shevchenko O. I., Pleshivtsev K. N., Ignatyev I. E. Modeling of movement of the melt in the system circulatory vacuum unit - steel ladle for determine the optimal parameters for the supply of neutral gas into the inlet pipe of the circulatory vacuum degasser. *Teoria i tecnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2019, vol. 31, no. 4, pp.26-34.

**Теория и технология металлургического производства**

# ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 671.743.4

Фирстов А.П.

## НЕОБХОДИМОЕ ПОЯСНЕНИЕ К ВОПРОСУ ВРЕМЕНИ ПРОДУВКИ ЖИДКОСТЕКОЛЬНОЙ СМЕСИ

**Аннотация.** Одной из причин получения некачественных отливок при  $\text{CO}_2$ -процессе является появление в формовочной смеси гидрокарбоната натрия, который в свою очередь дает легкоплавкую среду в смеси, а она, как следствие, приводит к снижению прочностных свойств отливки. Это явление связано с пересыщением подаваемого при продувке углекислого газа. Исключить вероятность «передува» поможет оптимальная подача в смесь кислого реагента. Возможность знать и регулировать временем продувки углекислого газа в жидкостекольную смесь облегчит технологический процесс получения качественной отливки.

**Ключевые слова:** жидкостекольная смесь, прочность, время продувки,  $\text{CO}_2$ -процесс.

Необходимость определять и регулировать время продувки жидкостекольных смесей углекислым газом является одним из необходимых параметров в  $\text{CO}_2$ -процессе при получении качественных отливок. Эта необходимость обусловлена возможностью пересыщения жидкостекольной смеси углекислым газом, приводящим к «передуву» смеси, и, как следствие, снижению прочностных свойств будущей отливки. Максимальное значение прочности жидкостекольной смеси наблюдается при участии в реакции эквивалентных концентраций реагирующих веществ. Избыточное содержание углекислого газа приводит к образованию гидрокарбоната натрия ( $\text{NaHCO}_3$ ), что впоследствии, сказывается на снижении прочности отливки [1, 2].

В статье «Оптимизация расхода углекислого газа при  $\text{CO}_2$ -процессе» в журнале «Литейщик России» за 2019 год [3] была предпринята попытка определить время продувки жидкостекольной смеси углекислым газом. В ней приведена формула нахождения время продувки

$$y = 42,4 + 484,3x_1 - 0,36x_2 + 0,0016x_3, \quad (1)$$

где  $x_1$  – давление, МПа;

$x_2$  – газопроницаемость,  $\text{м}^4/\text{Н}\cdot\text{с}$ ;

$x_3$  – количество диоксида кремния, мм.

Приведенная выше формула была получена методом множественной регрессии в программе STATISTICA v.10.0.RU. В действительности результаты, полученные по этой формуле, оказались не совсем корректными при их сравнении с опытными данными.

Построив линейные графики (для переменных), отмечается всестороннее визуальное представление данных по всем испытываемым давлениям, с получением диаграмм: по опытным значениями (черные линии, рис. 1) и по формулам, полученным методом множественной регрессии (серые линии, рис. 1).

В представленной диаграмме (рис. 1, а) видно, что формула (1) не отражает крайние значения, и опытные значения сильно разнятся:

- в верхней части диаграммы значения, полученные по формуле (1), не совпадают со значениями, полученными опытным путем, при всех испытываемых давлениях;

- появление близких значений при времени отверждения наблюдаются до  $\approx 200$  с;

- наличие ломаных кривых на всех участка диаграммы.

Появление различий в значениях связано с низким коэффициентом регрессии (84,6%), наличием в формуле (1) перед фактором давление положительного знака. В статье [3] также указано обоснование нежелательного применения давления 0,05 МПа, связанного с возможностью прерывания подачи газа.

По вышеуказанным причинам возникает необходимость исключения значений при давлении 0,05 МПа.

Исключив давление 0,05 МПа и руководствуясь методом множественной регрессии, получаем новую формулу с коэффициентом регрессии 91,48%, а построив диаграмму (рис. 1, б), наблюдаем очевидное сближение опытных результатов с результатами, полученными по формуле.

$$y = 116 - 739,5x_1 - 0,116x_2 + 0,055x_3, \quad (2)$$

Производственное применение формулы (2) было осуществлено на предприятии города Нижний Тагил, на примере отливки «Корпус буксы», с положительным эффектом [4].

При следующем шаге была произведена попытка исключения значений при давлении 0,1 МПа с получением формулы и с построением диаграммы (рис. 1, в) при коэффициенте регрессии 94,76%.

$$y = 116 - 739,5x_1 - 0,16x_2 + 0,055x_3. \quad (3)$$

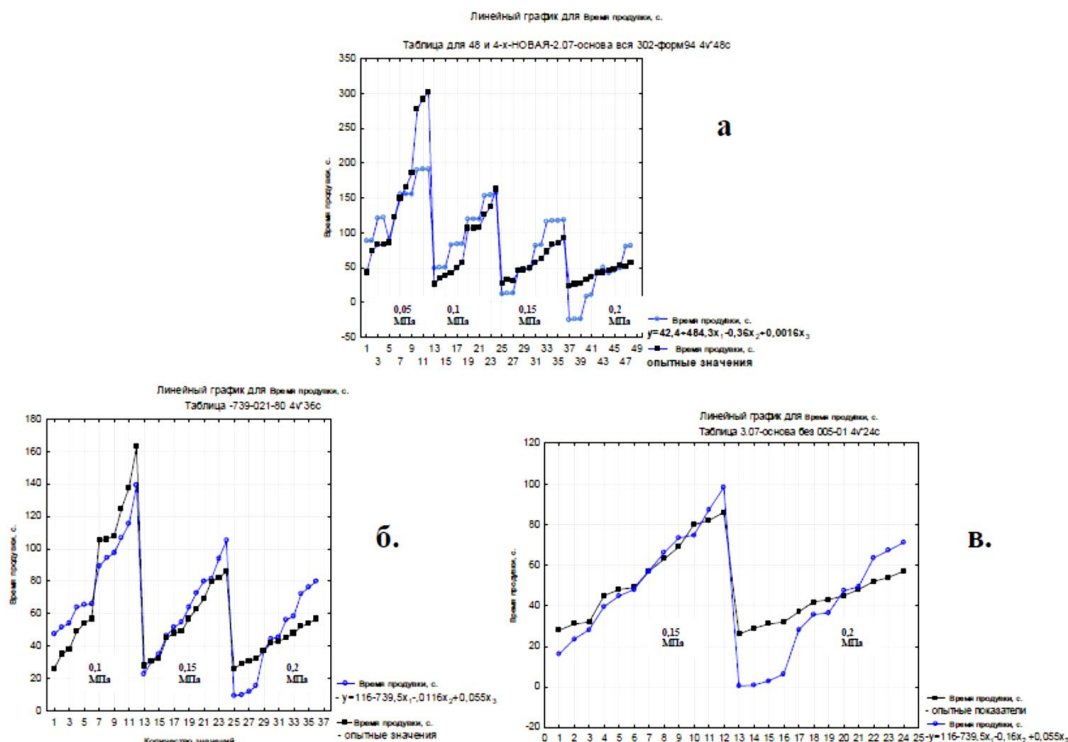


Рис. 1. Линейные графики (для переменных):  
а – для формулы (1); б – для формулы (2); в – для формулы (3)

Формулы (2) и (3) не имеют существенного различия в значениях и в коэффициентах при независимых переменных в формулах. Различия наблюдаются по газопроницаемости, но, применив метод планового эксперимента в программе STATISTICA v.10.0.RU, возможно построить карту Парето (рисунок 2), из которой видно, что преобладающим фактором является давление, а газопроницаемость - не принципиально важный фактор и, его влияние не превышает уровня значимости 0,05, т.е. 2  $\sigma$ .



Рис. 2. Влияние факторов на время отверждения жидкостекольной смеси

Таким образом, фактор газопроницаемость не такой сильный, и различие при коэффициенте не существенно и, как следствие, исключение давления 0,1 МПа нежелательно.

Но все же, повышение коэффициента при газопроницаемости приводит к низким значениям в нижней области графика (см. таблицу), хотя по формуле (3) коэффициент регрессии выше.

Совсем иная картина прослеживается для значений при давлении 0,2 МПа. Сравнивая значения, полученные по формуле (2) и (3), видим, что скорость нарастания времени отверждения неоднозначна (таблица). Близкие результаты находятся только в центральной области (в середине графика), в пределах значений количества дигидроортосиликата натрия от 1500 до 2100 гр/объем. Возможное объяснение кроется в том, что жидкостекольное связующее представляет собой гетерогенную систему [5,6], в состав которой входят подвижные структуры, формирующиеся при отверждении жидкого стекла. При давлении 0,2 МПа поток газа механически вызывает миграцию аморфного оксида натрия ( $\text{SiO}_2$ ), присутствующего в системе и связанного с мицеллой ортосиликата натрия слабыми силами Ван дер Вальса [1,7,8].

Поэтому можно принять к сведению следующее: если производить расчеты по времени отверждения, то следует придерживаться формулы (2) с коэффициентом регрессии 91,48%, не исключая давления 0,1 МПа из массива выборки.

Область	Нижняя				Центральная					Верхняя		
	9,5	10	12	15,5	37	44,5	45,5	56	58	72,5	76	80
Значения по формуле (2), с	0,5	1,0	3	6,5	28	35,5	37	47	50	64	67	71
Опытные значения, с	26	29	31	32	37	42	43	45	48	52	54	57
Количество $\text{Na}_2\text{H}_2\text{SiO}_4$ , гр/объем	1171	1179	1218	1279	1674	1810	1827	2023	2060	2318	2384	2589

Применяя данную формулу на производстве для определения времени отверждения, необходимо придерживаться следующих правил:

– формула (2) охватывает применение давления от 0,1 до 0,2 МПа;

– применяя давление 0,1 МПа, следует учитывать, что расход углекислого газа будет достаточно высок [3], поэтому это значение давления применимо только для малых и средних стержней;

– при давлении 0,15 МПа более полно отображаются опытные значения;

– при давлении 0,2 МПа близкие значения наблюдаются в центральной области (см. таблицу), где количество дигидроортосиликата натрия варьирует в интервале 1500 ÷ 2100 гр/объем. Полученный расчет количества дигидроортосиликата натрия, лежащий ниже 1500 гр/объем, предупреждает о недостаточно прореагированном количестве реагентов, и необходимо оставить форму перед заливкой на время. Находящийся в атмосфере углекислый газ завершит реакцию. В верхней области в 1,4 раза превышает значения, и в этом случае нужно значения времени отверждения, полученные при помощи формулы (2), умножить на 1,4.

В результате изложенного выведенная формула (2) может быть полезна для определения времени отверждения жидкостекольных смесей при давлениях от 0,1 до 0,2 МПа с указанными ограничениями.

#### Сведения об авторах

**Фирстов Александр Петрович** - к.т.н. доцент, Нижнетагильский технологический институт (филиал) Уральского Федерального Университета, г. Нижний Тагил, Россия. E-mail: first55@mail.ru

#### Список литературы

1. Формовочные и стержневые смеси: учеб. пособие для студентов вузов / С.С.Жуковский, А.Н.Болдин, А.Н. Поддубный, А.Н.Яковлев; под ред. С.С. Жуковского и др. Брянск : Изд-во БГТУ, 2002. 469 с.
2. Гуляев Б.Б., Корнюшкин О.А., Кузин А.В. Формовочные процессы. Л.: Машиностроение, 1987. 267 с.
3. Фирстов А.П. Оптимизация расхода углекислого газа при  $\text{CO}_2$ -процессе // Литейщик России. 2019. №3. С. 31-35.
4. Фирстов А.П. Расчет времени отверждения жидкостекольной формы на примере отливки «Корпус буксы» // Евразийское Научное Объединение. 2019. № 7-1 (53). С. 65-68.
5. Киреев В.А. Курс физической химии. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Химия, 1975. 776 с.
6. Улитин М.В., Филиппов Д.В., Лукин М.В. Физико-химические свойства, устойчивость и коагуляция лиофобных дисперсных систем Иваново, 2007. 108 с.
7. Радущкевич Л.В. Основные проблемы теории физической адсорбции. М.: Наука, 1970. 270 с.
8. Фирстов А.П. Макро- и микроструктура отверждаемого жидкого стекла // Литейщик России. 2015. №7. С. 15-20.

---

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

---

**ABOUT THE QUESTION CONCERNING THE TIME OF BLOWING THE LIQUID-GLASS MIXTURE**

**Firstov Alexander Petrovich** – Associate Professor, Caund. Sci. (Eng.), Nizhny Tagil Technological Institute (branch), Ural Federal University, Nizhny Tagil. E-mail: first55@mail.ru

**Abstract.** *One of the reasons for obtaining low-quality castings in the CO<sub>2</sub>-process is the appearance of sodium bicarbonate in the molding mixture, which gives a fusible phase in the mixture, and it will reduce the strength properties of the casting. This phenomenon is associated with supersaturation of carbon dioxide supplied during purging. Eliminate the possibility of "Overblowing" will help the optimal supply of acidic reagent in the mixture. The ability of knowing and adjustment the time of blowing carbon dioxide into the liquid-glass mixture will simplify the technological process of obtaining a high-quality casting.*

**Keywords:** *liquid-glass mixture, strength, blowing time, CO<sub>2</sub> process.*

---

Ссылка на статью:

Фирстов А.П. Необходимое пояснение к вопросу времени продувки жидкостекольной смеси// Теория и технология металлургического производства. 2019. №4 (31). С. 35-38.

Firstov A.P. About the question concerning the time of blowing the liquid-glass mixture. *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2019, vol. 31, no. 4, pp.35-38.

# ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.771

Полякова М.А., Ширяева Е.Н., Звягина Е.Ю.

## СИСТЕМНЫЙ АНАЛИЗ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ СТАЛЬНОГО ЛИСТА КАК ОСНОВА ВЫБОРА МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ

**Аннотация.** Представлены результаты системного анализа технологического процесса производства горячекатаного стального листа. Показано, что системный анализ обеспечивает эффективный способ поиска основ математического моделирования многомерных технологических процессов. Представлена подробная схема процесса горячей прокатки стального листа, определяющая его входные и выходные параметры. Для технологической операции представлены потоки материалов, энергии и информации. Предлагается анализировать процесс горячей прокатки как совокупность целевых функций, которые позволят достигнуть характеристикам стального листа требуемого уровня механических свойств. Предложенный подход, основанный на системном анализе, позволяет выявить тенденции дальнейшего развития горячей прокатки. Показаны различия технологической и технической систем. В статье приведен анализ существующих подходов к определению технических и технологических систем согласно действующим стандартам, что позволяет установить их особенности. Отмечается, что оценку надежности технологических систем производят по критериям качества, производительности, а также используют критериальный подход. В зависимости от цели оценки надежности используют расчетный, опытно-статистический, регистративный или экспертный метод оценки. Оценка надежности различных видов технических систем основывается на определении показателей сохраняемости, безотказности, долговечности и ремонтпригодности.

**Ключевые слова:** горячая прокатка, стальной лист, техническая система, технологическая система, надежность, оценка.

Технологической системой (по ГОСТ 27.004-85 [1]) считается совокупность функционально взаимосвязанных средств технологического оснащения, предметов производства и исполнителей для выполнения в регламентированных условиях производства заданных технологических процессов или операций. К предметам производства относятся материал, заготовка, полуфабрикат и изделие, находящиеся в соответствии с выполняемым технологическим процессом в стадии хранения, транспортирования, формообразования, обработки, сборки, ремонта, контроля и испытаний. На рис. 1 представлена классификация технологических систем.



Рис. 1. Виды технологических систем

Как известно, целью функционирования любой технологической системы является продукция с заданным уровнем свойств. Любая технологическая

система состоит из большого количества элементов: оборудование, станки, инструменты и др., которые связаны между собой потоками материалов, энергии и информации. Технологическая система состоит из ряда последовательных технологических операций, в ходе осуществления которых происходит преобразование исходного полупродукта в готовое изделие. Одним из примеров технологической системы является процесс горячей прокатки стального листа. Используя системный анализ, можно построить структурную схему данного процесса, позволяющую установить входные и выходные параметры как технологической системы в целом, так и каждой отдельной технологической операции (рис. 2). Для получения горячекатаного стального листа с заданными свойствами необходимо обеспечить сквозной проход потока материала, энергии и информации от входа в технологическую систему к ее выходу.

Сложность взаимодействия потоков в технологической системе обуславливает большое количество факторов, которые необходимо учитывать в процессе производства стального горячекатаного листа [3]. При этом следует учитывать, что горячекатаный лист может использоваться, во-первых, в качестве подката при производстве стальной полосы холодной прокаткой, во-вторых, освоены технологические приемы, позволяющие получать горячекатаный лист со свойствами холоднокатаного и, в-третьих, горячекатаный лист может использоваться как товарная продукция, например, для производства труб большого диаметра. Таким образом, изменяя параметры соответствующих потоков на выходе из одной технологической системы, можно получать металлопродукцию с необходимым комплексом свойств для определенного функционального назначения.



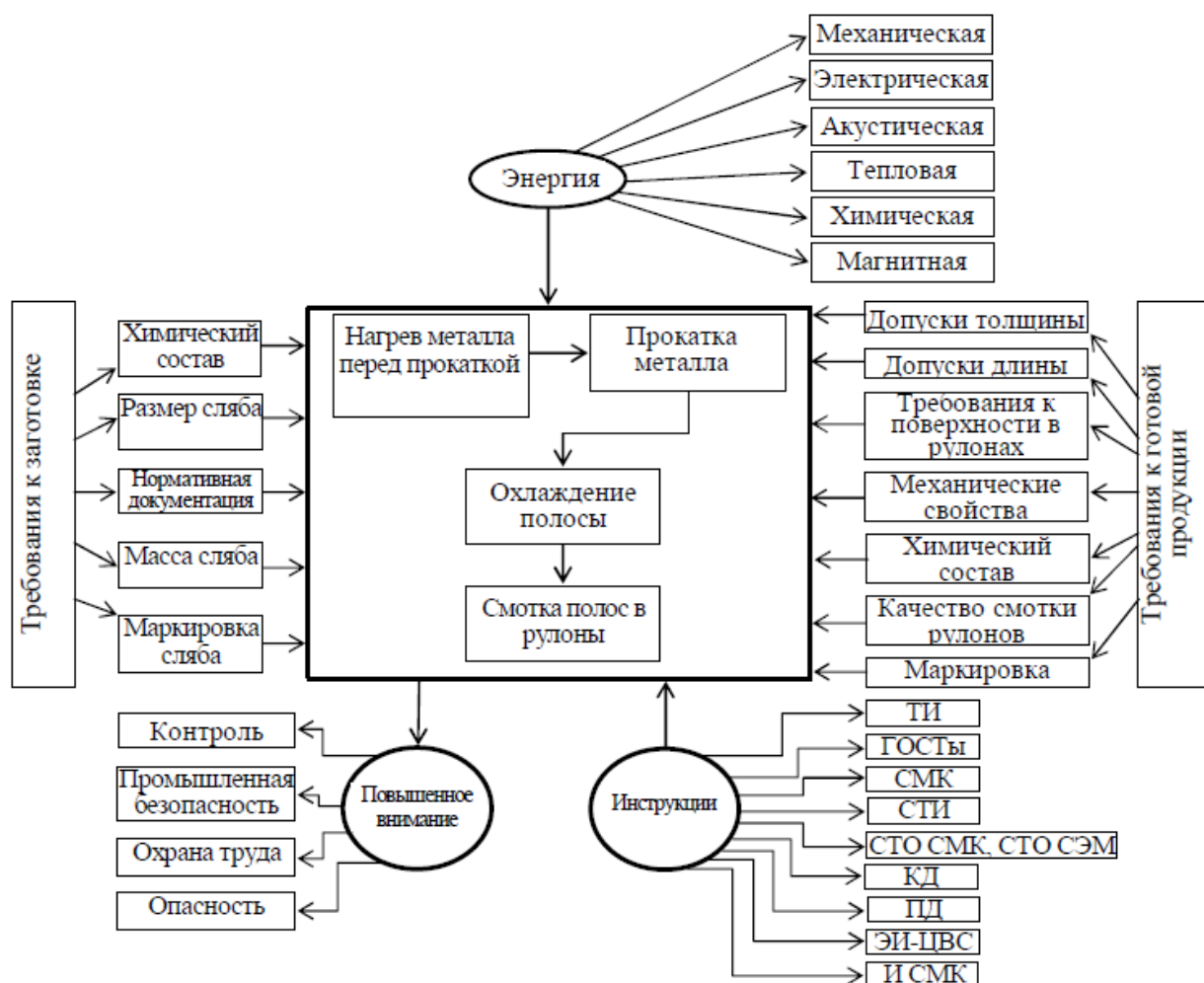


Рис. 2. Структурная схема технологической системы «горячая прокатка стальной полосы» [9]

Основной формо- и свойствообразующей технологической операцией данной технологической системы является операция «прокатка металла», которую также можно считать технологической системой. При этом прокатка металла будет являться подсистемой по отношению к технологической системе «горячая прокатка». Рассмотрим особенности взаимодействия потоков в технологической подсистеме «прокатка металла» (рис. 3). Входным потоком материала будет являться нагретый сляб, химический состав и размеры которого являются информационными потоками данной подсистемы. Режим прокатки определяется в результате контроля входных параметров заготовки. После контроля параметров исходной заготовки формируется следующий поток информации, состоящий из скорости прокатки, величины зазора между валками, температурного режима прокатки.

При подаче потоков энергии (механическая энергия, электрическая энергия, вода) непосредственно протекает процесс прокатки, в результате которого получается готовая полоса с заданными свойствами. Прокатанная полоса будет являться выходным потоком материала, а ее свойства - выходные потоки инфор-

мации. Существование любой технологической системы предусматривает наличие обратной связи, т.е. управления. Перед тем, как отправить полученный горячекатаный лист в следующие подсистемы (охлаждение, смотка), необходимо произвести контроль параметров полосы: толщина и ширина раската, температура конца прокатки. Если при контроле выявляется какое-либо несоответствие, то производится корректировка режимов прокатки, иными словами, изменяется поток информации до получения необходимых параметров.

В состав любой технологической системы входят различные технические системы. Под технической системой (по ГОСТ Р 57194.1-2016) понимается целостная совокупность конечного числа взаимосвязанных материальных объектов, имеющая последовательно взаимодействующие сенсорную и исполнительную функциональные части, модель их предопределенного поведения в пространстве равновесных устойчивых состояний и способная при нахождении хотя бы в одном из них (целевом состоянии) самостоятельно в штатных условиях выполнять предусмотренные ее конструкцией потребительские функции [4].

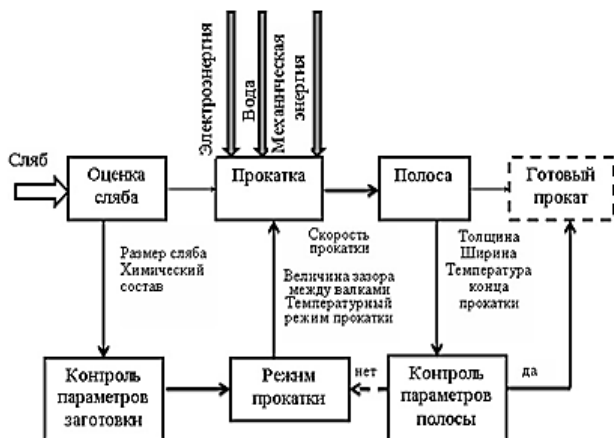


Рис. 3. Структурная схема подсистемы «прокатка металла» технологической системы «горячая прокатка стальной полосы»:

- - поток материала → поток энергии;
- - направление движения металла;
- - поток информации;
- → - поток информации при несоответствии заданным требованиям

Эффективность и работоспособность функционирования любой технологической и технической системы определяется ее надежностью. Понятие «надежность» используется как характеристика технологических и технических систем. Надежность является одним из ключевых понятий в технике. Вопросы обеспечения надежности машин и механизмов являются объектом исследования многих научных школ. От надежности объектов техники в значительной степени зависит безопасность машин и оборудования. В действующем в настоящее время Техническом регламенте Таможенного союза «О безопасности машин и оборудования» установлены минимально необходимые требования безопасности машин и (или) оборудования при разработке (проектировании), изготовлении, монтаже, наладке, эксплуатации, хранении, транспортировании, реализации и утилизации в целях защиты жизни или здоровья человека, имущества, охраны окружающей среды, жизни и здоровья животных, предупреждения действий, вводящих в заблуждение потребителей [5]. Однако сложность конструкций используемых машин и оборудования, большое разнообразие по сферам и целям применения делает актуальной задачу по выбору метода оценки надежности, позволяющего получать точную и достоверную информацию об уровне надежности исследуемого объекта [6-11].

В настоящее время методы определения надежности строго регламентированы в соответствующих стандартах. На рис. 4 представлены методы определения надежности технологических систем.



Рис. 4. Методы оценки надежности технологических систем

Для оценки показателей надежности технологической системы по параметрам качества изготавливаемой продукции в зависимости от вида и целей оценки используют следующие методы согласно ГОСТ 27.202-83 [12]:

- расчетные методы, основанные на использовании математических моделей изменения параметров качества изготавливаемой продукции или параметров технологического процесса с учетом физики отказов (качественной природы процессов износа, старения, температурных деформаций и т.п.) и имеющихся априорных данных о свойствах технологических систем данного класса;

- опытно-статистические (измерительные) методы, которые основаны на использовании данных измерений параметров качества изготавливаемой продукции, полученных в результате специального выборочного обследования технологической системы и (или) специальных испытаний технологической системы и ее элементов;

- регистрационные методы основаны на анализе информации, регистрируемой в процессе управления предприятием;

- экспертные методы, основанные на использовании результатов опроса экспертной группы, располагающей информацией о надежности данной технологической системы, и факторах, влияющих на качество изготавливаемой продукции;

- метод квалитетов основан на сравнении требуемых значений параметров ТС с их предельными возможными значениями, установленными в справочной и нормативно-технической документации (НТД) в зависимости от квалитетов (классов) точности применяемых средств технологического оснащения и предметов производства.

Методы, используемые для оценки показателей надежности по параметрам производительности в зависимости от вида технологической системы согласно ГОСТ 27.204-83, те же, что и по показателям качества, но их сущность отличается [13]:

- расчетные методы основаны на использовании математических моделей изменения производительности системы и ее элементов, построенных с учетом структуры системы, моделей надежности средств

технологического оснащения и подсистем, функций распределения факторов (событий), влияющих на производительность системы и алгоритмов управления производительностью в различных производственных ситуациях;

– опытно-статистические (измерительные) методы основаны на использовании данных, полученных в результате специального выборочного обследования технологической системы и (или) специальных испытаний и ее элементов;

– регистрационные методы основаны на анализе информации, регистрируемой в процессе управления предприятием по нормативно-технической документации;

– экспертные методы основаны на использовании результатов опроса экспертной группы, располагающей информацией о надежности данной технологической системы и факторах, влияющих на ее производительность.

Для оценки надежности технологических систем по критериям развития техники необходимо рассматривать единый набор критериев, определяющих развитие техники. Эти критерии можно разделить на следующие группы: функциональные, технологические, экономические и антропологические. Каждая система критериев специально разрабатывается и обосновывается в зависимости от вида технологической системы, ее особенностей с учетом уровня развития аналогичных технологических систем.

Методы оценки надежности технических систем регулируются соответствующими стандартами: ГОСТ 27.002-2015 [14], ГОСТ Р 51901-2002 [15] и ГОСТ Р 51901.5-2005 (МЭК 60300-3-1:2003) [16].

В ГОСТ 27.002-2015 определены показатели, которые составляют сущность основных свойств надежности: безотказность, сохраняемость, ремонтнопригодность и долговечность (рис. 5).

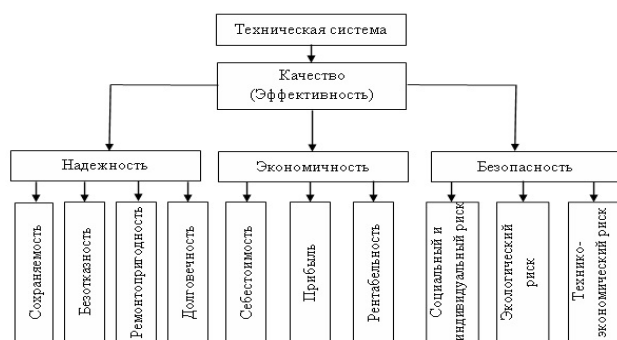


Рис. 5. Свойства технической системы

Стандарт ГОСТ Р 51901.5-2005 (МЭК 60300-3-1:2003) «Менеджмент риска. Руководство по применению методов анализа надежности» входит в группу стандартов по анализу и оценке рисков и дополняет ГОСТ Р 51901-2002 «Управление надежностью. Анализ риска технологических систем». В настоящем стандарте содержится краткий обзор часто использу-

емых методов анализа надежности, а также описываются основные методы и указываются их преимущества и недостатки, входные данные и другие условия использования. Показатели надежности согласно данным нормативным документам хорошо известны, а особенности их применения для той или иной технической системы широко освещены в научной литературе [17-23 и др.].

Таким образом, анализ подходов к оценке надежности технологических и технических систем показывает, что выбор метода в значительной степени зависит от цели проведения исследования, вида и сложности технологической или технической системы, выбираемых показателей надежности. Эти вопросы актуальны с точки зрения качества получаемой информации о степени надежности анализируемой системы.

### Список литературы

1. ГОСТ 27.004-85 Надежность в технике (ССНТ). Системы технологические. Термины и определения. М.: Стандартиформ, 1985, 9 с.
2. Ширяева Е.Н. Проектирование процесса горячей прокатки на основе системного анализа: XVII Всероссийская конференция-конкурс студентов и аспирантов горно-геологического, нефтегазового, энергетического, машиностроительного и металлургического профиля: тез. докл. / Санкт-Петербургский горный университет. 2019. С. 284.
3. Румянцев М.И. Некоторые результаты развития и применения методологии улучшения листопрокатных технологических систем //Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2017. Т. 15. №1. С. 45-55.
4. ГОСТ Р 57194.1-2016. Трансфер технологий. Общие положения. М.: Стандартиформ, 2016, 12 с.
5. Технический регламент Таможенного союза «О безопасности машин и (или) оборудования». Утвержден Решением Комиссии Таможенного союза от 18 октября 2011г. № 823.
6. Базовский И. Надежность. М.: Мир, 1965. 374 с.
7. Надежность в машиностроении: справ. / под ред. В.В. Шашкина, Г.П. Карзова. СПб.: Политехника, 1992. 719 с.
8. Надежность технических систем: справ. / Ю.К. Беляев [и др.]; под ред. И.А. Ушакова. М.: Радио и связь, 1985. 608 с.
9. Справочник по надежности / Ю.Г. Епишин, Б.А. Смирнин, Б.Р. Левин; под ред. Б.Р. Левина. М.: Мир, 1969. Т. 1. 339 с.
10. Справочник по надежности / П.К. Горохов, Б.Е. Бердичевский; под ред. Б.Е. Бердичевского. М.: Мир, 1970. Т. 2. 304 с.
11. Ф.С. Соловейчик, Б.Е. Бердичевский Справочник по надежности. / М.: Мир, 1970. Т. 3. 376 с.
12. ГОСТ 27.202-83. Надежность в технике. Технологические системы. Методы оценки надежности по параметрам качества изготавливаемой продукции. М.: Стандартиформ, 1983. 66 с.

13. ГОСТ 27.204-83. Надежность в технике. Технологические системы. Технические требования к методам оценки надежности по параметрам производительности. М.: Стандартинформ, 1984, 28 с.
14. ГОСТ 27.002-2015. Надежность в технике (сснт). Термины и определения. М.: Стандартинформ, 2016. 28 с.
15. ГОСТ Р 51901-2002. Управление надежностью. Анализ риска технологических систем. М.: Стандартинформ, 2002. 29 С.
16. ГОСТ Р 51901.5-2005 (МЭК 60300-3-1:2003). Менеджмент риска. Руководство по применению методов анализа надежности. М.: Стандартинформ, 2005. 48 с.
17. Капур К., Ламберсон Л. Надёжность и проектирование систем. М.: Мир, 2010. 604 с.
18. Кубарев А.И. Теоретические основы и практические методы оценки надёжности технологических систем. М.: Знание, 2009. 90 с.
19. Белов П.Г. Системный анализ и моделирование опасных процессов в техносфере М.: Академия, 2003. 512 с.
20. Ллойд Д. Надежность: Организация исследований, методы, математический аппарат: [пер. с англ.]. М.: Сов. радио, 1980. 686 с.
21. Барлоу Р., Прошан Ф. Математическая теория надёжности. М.: Сов. радио, 2009. 488 с.
22. Гнеденко Б.В., Беляев Ю.К., Соловьев А.Д. Математические методы в теории надёжности. М.: Наука, 2010. 524 с.
23. Зотова Л.В. Критерий эффективной долговечности и надёжности техники. М.: Экономика, 2011. 102 с.

#### Сведения об авторах

**Полякова Марина Андреевна** – д-р техн. наук, доцент, профессор кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: [m.polyakova@magtu.ru](mailto:m.polyakova@magtu.ru)

**Ширяева Елена Николаевна** – старший преподаватель кафедры машин и технологий обработки давлением и машиностроения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: [e.shyraeva@mail.ru](mailto:e.shyraeva@mail.ru)

**Звягина Елена Юрьевна** – канд. техн. наук, ст. преподаватель кафедры машин и технологий обработки давлением и машиностроения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: [e.zvyagina@magtu.ru](mailto:e.zvyagina@magtu.ru)

---

---

#### INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

---

---

#### SYSTEM ANALYSIS OF STEEL SHEET HOT ROLLING PROCESS AS THE BASICS FOR CHOICE THE DETERMINATION METHOD OF TECHNOLOGICAL SYSTEM DEPENDABILITY

**Polyakova Marina Andreevna** – Dr. Sci. (Eng.), Professor Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: [m.polyakova@magtu.ru](mailto:m.polyakova@magtu.ru)

**Shiriaeva Elena Nikolaevna** – Assistant Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: [e.shyraeva@mail.ru](mailto:e.shyraeva@mail.ru)

**Zvyagina Elena Yuryevna** – Caund. Sci.(Eng.), Assistant Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: [e.zvyagina@magtu.ru](mailto:e.zvyagina@magtu.ru)

**Abstract.** *The results of system analysis of steel sheet hot rolling process are presented. It is shown that system analysis ensures the effective way for choosing the mathematical simulation of multidimensional technological processes. The detailed scheme of steel sheet hot rolling process is figured which determines its both input and output parameters. For the hot rolling technological operation flows of material, energy, and information are shown. It is proposed to analyze the hot rolling process as a totality of target functions which makes it possible to gain the required level of steel sheet mechanical properties. The proposed approach based on system analysis enables to reveal tendencies in hot rolling process development. Differences between technological and technical systems are detected. Analysis of the existing approaches of technical and technological systems definitions in accordance with current standards is presented which allows to state their peculiarities. It is noted that estimation of dependability is carried out using criteria of quality, productivity as well as criteria approach can also be used. Depending on the aim of dependability estimation the calculating, experimental-statistical, registration or expert method are applied. Estimation of different technical systems dependability is based on the identification of such indicators as maintainability, reliability, durability, and its and maintenance support performance.*

**Keywords:** hot rolling, steel sheet, technical system, technological system, dependability, evaluation

---

Ссылка на статью:

Полякова М.А., Ширяева Е.Н., Звягина Е.Ю. Системный анализ горячей прокатки стального листа как основа выбора метода определения надежности технологической системы // Теория и технология металлургического производства. 2019. №4 (31). С. 39-44.  
Polyakova M.A., Shiryaeva E.N., Zvyagina E.Yu. System analysis of steel sheet hot rolling process as the basics for choice the determination method of technological system dependability. *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2019, vol. 31, no. 4, pp.39-44.

## ИНФОРМАЦИОННОЕ ПИСЬМО

### *Уважаемые коллеги!*

Приглашаем Вас принять участие в издании научного журнала «*Теория и технология металлургического производства*» («*Teoriã i tehnologiã metallurgiĉeskogo proizvodstva*») (Аббревиатура: **Teor. tehnol. metall. proizvodv.**) 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. 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 tehničeskogo 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