# ИЗВЕСТИЯ высших учебных заведений ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 62 Номер 1 2019

### • МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Пространство схем калибровок

Оценка структурной чувствительности предельной деформации трубных сталей к сроку эксплуатации магистральных трубопроводов с помощью комплексных энергетических критериев разрушения синергетики

### • МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Объемные изменения при нагреве в стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-N-P-обработке

Коррозионная и кавитационная стойкость в морской воде высокопрочных азотистых хромоникельмарганцевых аустенитных сталей

Особенности деформации и разрушения упрочненных высокоуглеродистых сталей после обработки в температурных условиях фазового предпревращения и превращения

### • ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Метод исследования нагрева окисляющегося металла в программных пакетах инженерного анализа

### IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY VOI. 62 NO. 1 2019

Web: www.fermet.misis.ru

### МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ

# ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ №1, 2019 Издается с января 1958 г. сжемесячю Том 62

## BBEC1138 ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Главный редактор: ЛЕОНТЬЕВ Л.И. (Российская Академия Наук, г. Москва)

Заместитель главного редактора: ПРОТОПОПОВ Е.В.

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

### Члены редакционной коллегии:

АЛЕШИН Н.П. (Российская Академия Наук, г. Москва)

АСТАХОВ М.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) АШИХМИН Г.В. (ОАО «Институт Цветметобработка». г. Москва)

БАЙСАНОВ С.О. (Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева, г. Караганда, Республика Казахстан)

БЕЛОВ В.Д. (Национальный исследовательский технологический иниверситет «МИСиС». г. Москва) БРОДОВ А.А., редактор раздела «Экономическая эффективность металлипгического производства» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва) ВОЛЫНКИНА Е.П. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ГЛЕЗЕР А.М. (Национальный исследовательский технологический иниверситет «МИСиС», г. Москва) ГОРБАТЮК С.М. (Национальный исследовательский технологический иниверситет «МИСиС». г. Москва)

ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела

«Металлургические технологии» (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

ГРОМОВ В.Е. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

ДМИТРИЕВ А.Н. (Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург)

ДУБ А.В. (ЗАО «Наука и инновации», г. Москва) ЗИНГЕР Р.Ф. (Институт Фридриха-Александра, Германия)

ЗИНИГРАД М. (Институт Ариэля, Израиль)

ЗОЛОТУХИН В.И. (Тульский государственный университет, г. Тула)

КОЛМАКОВ А.Г. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва) КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М. (Магнитогорский государственный технический иниверситет. г. Магнитогорск) КОСТИНА М.В. (Инститит металлиргии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. г. Москва) КОСЫРЕВ К.Л. (АО «НПО «ШНИИТМаш», г. Москва) КУРГАНОВА Ю.А. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва)

КVРНОСОВ В.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ЛАЗVТКИН С.С. (ГК «МетПром», г. Москва) ЛИНН Х. (ООО «Линн Хай Терм», Германия) ЛЫСАК В.И. (Волгоградский государственный технический иниверситет. г. Волгоград) МЫШЛЯЕВ Л.П. (Сибирский государственный индистриальный иниверситет. г. Новокизнеик) НИКУЛИН С.А. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ОСТРОВСКИЙ О.И. (Университет Нового Южного Уэльса, Сидней, Австралия) ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С., редактор раздела «Ресирсосбережение в черной металлиргии» (Наииональный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела «Инновашии в металлиргическом промышленном и лабораторном оборудовании, технологиях и материалах» (Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск)

Учредители:

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Сибирский государственный индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

### Адреса редакции:

119991, Москва, Ленинский пр-т, д. 4 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Тел.: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27 E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru www.fermet.misis.ru

МИСиС

654007, Новокузнецк, 7, Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42 Сибирский государственный индустриальный университет, Тел.: (3843) 74-86-28 E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» по решению ВАК входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук».

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» индексируется в международной базе данных Scopus.

Журнал «Известия ВУЗов. Черная металлургия» зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ № ФС77-35456



РАШЕВ Ц.В., редактор раздела «Стали особого назначения» (Академия наук Болгарии, Болгария) РУДСКОЙ А.И. (Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург) СИВАК Б.А. (АО АХК «ВНИИМЕТМАШ», г. Москва)

СИМОНЯН Л.М., редактор раздела «Экология и рациональное природопользование» (Наииональный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва)

СМИРНОВ Л.А. (ОАО «Уральский институт металлов», г. Екатеринбург)

СОЛОДОВ С.В., редактор раздела

«Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии» (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) СПИРИН Н.А. (Уральский федеральный

университет, г. Екатеринбург) ТАНГ ГУОИ (Институт перспективных материалов университета Циньхуа, г. Шеньжень, Китай) ТЕМЛЯНЦЕВ М.В. (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела «Материаловедение» (Национальный исследовательский технологический иниверситет «МИСиС». г. Москва)

ШЕШУКОВ О.Ю. (Уральский федеральный

университет, г. Екатеринбург)

ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцарская академия материаловедения, Швейцария)

ЮРЬЕВ А.Б. (АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокизнеик) ЮСУПОВ В.С. (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва)

# **VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA** IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY

Editor-in-Chief: LEONT'EV L.I. (Russian Academy of Sciences, Moscow) Deputy Editor-in-Chief: PROTOPOPOV E.V. (Siberian State Industrial University, Novokuznetsk)

### **Editorial Board:**

N.P. ALESHIN (Russian Akademy of Sciences, Moscow) V.M. KOLOKOL'TSEV (Magnitogorsk State Technical A.I. RUDSKOI (Peter the Great Saint-Petersburg University, Magnitogorsk) Polytechnic University, Saint-Petersburg) M.V. KOSTINA (Baikov Institute of Metallurgy and O.YU. SHESHUKOV (Ural Federal University, M.V. ASTAKHOV (National Research Technological Materials Science of RAS, Moscow) Ekaterinhurg) K.L. KOSYREV (JSC "NPO "TSNIITMash", Moscow) L.M. SIMONYAN, Editor of the section "Ecology YU.A. KURGANOVA (Bauman Moscow State S.O. BAISANOV (Abishev Chemical-Metallurgical Rational Use of Natural Resources" (National Research Institute, Karaganda, Republic of Kazakhstan) Technical University, Moscow) Technological University "MISIS", Moscow) V.D. BELOV (National Research Technological V.V. KURNOSOV (National Research Technological R.F. SINGER (Friedrich-Alexander University, University "MISIS", Moscow) Germany) A.A. BRODOV, Editor of the section "Economic S.S. LAZUTKIN (Group of Companies "MetProm", B.A. SIVAK (VNIIMETMASH Holding Company, efficiency of metallurgical production" (IP Bardin Moscow) Moscow) Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, H. LINN (Linn High Therm GmbH, Hirschbach, L.A. SMIRNOV (OJSC "Ural Institute of Metals", Germanu) Ekaterinburg) A.N. DMITRIEV (Institute of Metallurgy, Ural V.I. LYSAK (Volgograd State Technical University, S.V. SOLODOV, Editor of the section "Information Branch of the Russian Academy of Sciences, Ural Federal Volgograd) Technologies and Automatic Control in Ferrous L.P. MYSHLYAEV (Siberian State Industrial Metallurgy" (National Research Technological University A.V. DUB (JSC "Science and Innovations", Moscow) University, Novokuznetsk) "MISIS", Moscow) M.R. FILONOV, Editor of the section "Material S.A. NIKULIN (National Research Technological M. SPEIDEL (Swiss Academy of Materials, Switzerland) science" (National Research Technological University University "MISIS", Moscow) N.A. SPIRIN (Ural Federal University, Ekaterinburg) O.I. OSTROVSKI (University of New South Wales, TANG GUOI (Institute of Advanced Materials of A.M. GLEZER (National Research Technological Sidney, Australia) Tsinghua University, Shenzhen, China) G.S. PODGORODETSKII, Editor of the section M.V. TEMLYANTSEV (Siberian State Industrial S.M. GORBATYUK (National Research Technological "Resources Saving in Ferrous Metallurgy" (National University, Novokuznetsk) Research Technological University "MISIS", Moscow) E.P. VOLYNKINA (Siberian State Industrial K.V. GRIGOROVICH, Editor of the section "Metallur-I.YU. PYSHMINTSEV, Editor of the section University, Novokuznetsk) gical Technologies" (Baikov Institute of Metallurgy and "Inovations in metallurgical industrial and A.B. YUR'EV (OJSC "ZSMK", Novokuznetsk) laboratory equipment, technologies and materials" V.S. YUSUPOV (Baikov Institute of Metallurgy and V.E. GROMOV (Siberian State Industrial University, (Russian Research Institute of the Pipe Industry, Materials Science of RAS, Moscow) Cheluabinsk) M. ZINIGRAD (Ariel University, Israel) TS.V. RASHEV, Editor of the section "Superduty steel" A.G. KOLMAKOV (Baikov Institute of Metallurgy and (Bulgarian Academy of Sciences, Bulgaria) V.I. ZOLOTUKHIN (Tula State University, Tula)

### Founders:



G.V. ASHIKHMIN (ISC "Institute

Tsvetmetobrabotka". Moscow)

University "MISIS", Moscow)

University "MISIS", Moscow)

University, Ekaterinburg)

"MISIS", Moscow)

Novokuznetsk)

University "MISIS", Moscow)

University "MISIS", Moscow)

Materials Science of RAS. Moscow)

Materials Science of RAS, Moscow)

Moscow)



Siberian State Industrial University

This issue of the journal was prepared by National Research Technological University "MISIS"

### **Editorial Addresses:**

119991, Moscow, Leninskii prosp., 4 National Research Technological University "MISIS", Tel.: +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27 E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru www.fermet.misis.ru

654007, Novokuznetsk, Kemerovo region, Kirova str. 42 Siberian State Industrial University, Tel.: +7 (3843) 74-86-28 E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is included in the "List of the leading peer-reviewed scientific journals and publications, in which should be published major scientific results of dissertations for the degree of doctor and candidate of sciences" by the decision of the Higher Attestation Commission.

The journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is indexed in Scopus.

Journal "Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous metallurgy" is registered in Federal Service for Supervision in the Sphere of Mass Communications PI number FS77-35456 Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1

### СОДЕРЖАНИЕ

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

### ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

### В ПОРЯДКЕ ДИСКУССИИ

 Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2019. Vol. 62. No. 1

### CONTENTS

V.M. Schastlivtsev Mendeleev view on Ural ferrous industry of the end	
of 19th century	5

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

### ECOLOGY AND RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES

### MATERIAL SCIENCE

V.I.	Zurnadzhi,	V.G.	Efremenko,	M.N.	Brykov,	V.G. Gavrilova,	
	E.V. Tsvetk	kova V	/olumetric cha	inges a	t heating i	n steel 60Si2CrV	
	subjected to	o Q&I	treatment				42

### INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

### IN THE ORDER OF DISCUSSION

E.A. Chernyshov, I.M. Baev, A.D. Romanov, E.A. Romanova Cold resistance and mechanical properties of high-strength medium alloy steel depending on the technology of cast billets production ..... 79 УДК 669

### УРАЛЬСКАЯ ЖЕЛЕЗНАЯ ПРОМЫШЛЕННОСТЬ КОНЦА XIX В. ГЛАЗАМИ Д.И. МЕНДЕЛЕЕВА

Счастливцев В.М., академик РАН, профессор,

главный научный сотрудник (schastliv@imp.ural.ru)

### Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН (620990, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

Аннотация. Рассмотрены выводы комиссии, возглавляемой Д.И. Менделеевым, направленной в конце XIX в. на Урал, чтобы выяснить причины отставания металлургической промышленности Урала от роста промышленности на Юге России. Комиссия обследовала железорудную базу Урала, запасы его древесины и способы ее доставки к заводам, установила тип владельцев заводов. Были сделаны важные выводы о дальнейшем развитии промышленности.

Ключевые слова: железная руда, древесный уголь, Д.И. Менделеев, лесосбережение, Экибастуз.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-5-7

В январе 2019 г. исполняется 185 лет со дня рождения великого русского химика Дмитрия Ивановича Менделеева (27.01.1834 – 20.01.1907). Его вклад в развитие химии настолько велик, что уже многие десятилетия проводимые в России международные съезды химиков носят названия «Менделеевский съезд».

На XX Менделеевском съезде по общей и прикладной химии автором был представлен доклад «Уральская железная промышленность 1898 года глазами Д.И. Менделеева» [1, 2]. Основным материалом для него послужил отчетный доклад Д.И. Менделеева и его помощников геолога П.А. Замятченкова, химика С.П. Вуколова и физика К.Н. Егорова по результатам их командировки на Урал в 1899 г. [3].

Были выяснены причины отставания металлургии Урала от металлургических заводов Юга России, базирующихся в районе Донбасса. Если в 1878 г. на Урале выплавляли чугуна намного больше, чем на Юге России, 17 млн пудов против 1 млн пудов, то в 1898 г. на Юге выплавляли чугуна уже в полтора раза больше, чем на Урале. Так на Урале было выплавлено 41 млн пудов чугуна, а на Юге – 61 млн пудов. Смущало не только такое количество выплавленного металла, но и темпы роста. Если за последние десять лет, с 1888 по 1898 г., производство чугуна увеличилось на Урале с 22 до 41 млн пудов, то на Юге с 5 до 61 млн пудов. Производство чугуна на Урале выросло в 2 раза, а на Юге - в 12 раз. Весьма внушительная разница! Комиссия должна была выяснить, с чем связано это отличие: с исчерпанием рудной базы, с нехваткой топлива или какими-то другими обстоятельствами.

Во второй половине девятнадцатого века в металлургии произошли очень важные изменения. Они связаны с открытием новых способов получения сталей из чугуна. Это метод бессемерования (Бессемер, 1855 г.) и мартеновский метод (братья Мартен, 1865 г.). Они позволили в десятки раз увеличить производство стали, что привело в бурному развитию машиностроения и железнодорожного транспорта. Спрос на металл резко возрос. Железная промышленность России, еще недавно снабжавшая Европу чугуном и железом, не смогла удовлетворить потребности даже своей страны. Россия стала закупать металл на Западе.

Так, в 1886 г. в России было произведено 32,5 млн пудов чугуна, а использовано 59,2 млн пудов, для этого пришлось закупить 26,7 млн пудов. Через четыре года, в 1890 г., в России произвели 55,2 млн пудов чугуна, почти столько, сколько истратили в 1886 г. Могло показаться, что проблема почти решена, но промышленность бурно развивалась, поэтому было истрачено 79,2 млн пудов. Пришлось снова закупать металл за рубежом. Еще через четыре года в России выплавили 79,7 млн пудов чугуна, но промышленность истратила 121 млн пудов. Пришлось ввозить 41 млн пудов. Ситуация не изменилась и в 1898 г. При производстве 135,6 млн пудов чугуна, пришлось ввезти еще 57,4 млн пудов. Доля Урала, выплавившего всего 41 млн пудов, составила всего 21 % от необходимого стране. Именно поэтому правительство России обратило пристальное внимание на железную промышленность Урала, и для того, чтобы выяснить причины ее отставания, направило на Урал компетентную комиссию во главе с Д.И. Менделеевым.

В то время промышленный Урал охватывал сегодняшние Свердловскую и Челябинскую области, Пермский край и часть Башкирии. В этих пределах существовали и работали 14 казенных и 94 частных заводов. Комиссия, прежде всего, ознакомилась с рудной базой этих заводов. Основными источниками железной руды являлись гора Благодать у Кушвинского завода, гора Высокая около завода в Нижнем Тагиле, месторождения вблизи Каменска-Уральского, Бакальские рудники. Существовали и более мелкие месторождения железной руды. Всех этих запасов заводам в тот момент хватало и должно было хватить еще на много лет. Более того, известная и чрезвычайно богатая железной рудой гора Магнитная на Южном Урале практически не разрабатывалась. Но комиссия обратила на нее внимание и посоветовала разработать планы ее использования. Правда эти планы были воплощены в жизнь лишь через тридцать лет, уже в Советском Союзе, когда был построен Магнитогорский металлургический комбинат и основан город Магнитогорск. Так что относительно слабое развитие железной промышленности Урала не было связано с недостатком железной руды.

Большое внимание было уделено и топливной базе. Для этого пришлось досконально разобраться с лесным хозяйством. На Юге России, в Донбассе, в качестве топлива применялся каменный уголь высокого качества. Металлургическая промышленность Урала для основных операций использовала древесный уголь, поскольку он практически не содержал вредных примесей. В связи с этим вставал вопрос, не связан ли низкий рост металлургии на Урале с применением древесного, а не каменного угля.

Д.И. Менделеев вместе со своими помощниками внимательно рассмотрел весь процесс получения древесного угля и его использования, а также его количество. Это связано с тем, что добываемый на Урале каменный уголь был низкого качества и поэтому практически не использовался при выплавке металла. Он, также как дрова, торф, пни, ветки деревьев и хвоя, использовался для получения тепла при вспомогательных процессах. Древесный уголь получали также различным способом: при обжиге деревьев в кучах или специальных печах. Последний способ был более выгодным. Он не только давал более качественный уголь, но также позволял использовать в хозяйстве и побочные продукты, образующиеся при получении угля, такие, например, как скипидар. Д.И. Менделеев настойчиво предлагал использовать именно печной способ получения древесного угля.

Применение древесного угля при выплавке металла позволяло получать более качественный продукт, так как в этом случае в металле содержалось значительно меньше вредных примесей, чем при его получении с использованием каменного угля. Но при массовом получении древесного угля страдал лес. К этому времени во многих местах Урала лесные массивы исчезли на десятки километров от заводов. Возникающие на месте вырубок заросли кустарников не давали нужной для углежжения древесины. Все это заставило Д.И. Менделеева лично заняться лесным хозяйством и экологией. Им были замерены скорости роста древесины для деревьев различных пород, что можно было определить при подсчете числа годовых колец к толщине ствола. Сравнивая количество получаемого угля с количеством используемой для этого древесины различных пород, можно было определить более полезный сорт древесины, который и желательно было выращивать на вырубленных участках. Все эти данные о «приросте лесов» позволили утверждать, что древесного угля еще много лет будет хватать для металлургии Урала, если заботиться о воспроизводстве лесов. И в самом деле, даже через полсотни лет после этой работы некоторые металлургические заводы Урала, в том числе и бывший Надеждинский завод, использовали древесный уголь для целей металлургии.

Д.И. Менделеев подробно рассмотрел и оценил экономичность различных способов доставки древесины из лесных угодий к заводам или углевыжигательным печам. По суше она доставлялась, в основном, гужевым транспортом, что было достаточно затратным способом. По рекам она могла осуществляться тремя способами: молевым способом, плотами или на баржах. В зависимости от местных обстоятельств на Урале, особенно в северных его частях, применяли все три способа доставки древесины.

Тем не менее, был рассмотрен и вопрос о снабжении Урала более качественным каменным углем, который, в частности, позволил бы использовать ту железную руду Урала, месторождения которой находились в лесостепной полосе, вдали от лесных массивов. Поездка в район Экибастуза показала, что этот угольный район, находящийся на расстоянии тысячи верст от Урала, можно использовать для дальнейшего развития уральской металлургии. В Экибастузе уже добывали качественный каменный уголь, разрабатывая весьма мощные его пласты. Была построена железнодорожная ветка, связывающая это месторождение с пристанью на реке Иртыш, по которой баржи доставляли уголь в город Омск. Через него проходила Транссибирская железная дорога, связывающая город с Южным Уралом. Было высказано предложение использовать эту связь для развития железной промышленности Урала. Отметим, что через тридцать лет это предложение было осуществлено при строительстве металлургического комбината в Магнитогорске. Этот комбинат сыграл важную роль во время Великой Отечественной войны 1941 – 1945 гг. Большое внимание было уделено развитию рационального использования горючих доменных газов для подсобных операций, сопровождающих выплавку чугуна.

Комиссия также обратила внимание на то, что было бы весьма желательно использовать хотя бы часть производимого металла для изготовления готовой продукции непосредственно на Урале. Так, Надеждинский завод уже производил не только металл, но и рельсы, используемые для строительства Транссибирской магистрали, Златоустовский завод выпускал холодное оружие и снаряды, Мотовилихинский завод – различные типы артиллерийских орудий и снаряды. Но много металла не использовалось на Урале, а отправлялось в другие районы России. В связи с этим было предложено построить в Нижнем Тагиле машиностроительный завод. Это предложение тоже впоследствии было выполнено. Лет через сорок в Нижнем Тагиле был построен и пущен в эксплуатацию Уралвагонзавод, который выпускает не только продукцию для железнодорожного транспорта, но и другую необходимую стране технику.

Если железная руда и даже топливо на Урале были в достатке, то что же тогда мешало развитию металлургии? И тут Д.И. Менделеев пришел к необычному для химика выводу – мешала плохая организация труда. Этот вывод не касался казенных заводов, которые в основном достойно выполняли заказы правительства и совершенствовали свое оборудование, не гонясь за высокой прибылью. Но очень многие частные заводы не спешили совершенствовать свое оборудование или прокладывать железнодорожные ветки для лучшей связи с миром. Их оборудование старело, но его не старались обновлять. Это было связано с так называемым «посессионным» положением заводов, т.е. с арендой земли и оборудования на какой-то конечный срок. Их временные владельцы понимали, что если они произведут какое-то улучшение производства или прилегающей территории, то цена последующей аренды может существенно увеличиться или это производство будет передано в аренду другому предпринимателю. Отсутствовал стимул для совершенствования производства.

Комиссия пришла к выводу, что лишь полная приватизация имущества, когда заводчики станут полноправными хозяевами оборудования и земли, поможет наладить производство. Только в этом случае владельцы заводов будут стараться обновлять свое производство, чтобы не отставать от конкурентов. История не позволила осуществить такой сценарий до революции. Но опубликованный отчет, содержащий огромное количество оригинального материала о металлургической промышленности Урала, ее достижениях, проблемах, возможных путях ее совершенствования, сохранился до наших дней. Он иллюстрирует громадную и нужную работу, проведенную Д.И. Менделеевым и его соратниками в конце XIX в. и, возможно, как-то помог последовавшему через тридцать лет процессу индустриализации Урала.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Счастливцев В.М. Уральская железная промышленность конца XIX века глазами Д.И. Менделеева // XX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии. Тезисы докладов. 2016. Т. 3. С. 123.
- 2. Schastlivtsev V.M. Mendeleev's view on iron making industry in the Urals at the end of XIX-th century // XX Mendeleev Congress on general and applied chemistry. Vol. 3. P. 96.
- Уральская железная промышленность в 1899 году / Под ред. Д.И. Менделеева. – Факс. изд. 1900. – Екатеринбург: АКВА-ПРЕСС, 2006. – 874 с.

Поступила в редакцию 13 февраля 2017 г. После доработки 1 июля 2018 г. Принята к публикации 20 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 5-7.

### MENDELEEV VIEW ON URAL FERROUS INDUSTRY OF THE END OF 19th CENTURY

### V.M. Schastlivtsev

### M.N. Mikheev Institute of Metal Physics UB RAS, Ekaterinburg, Russia

- *Abstract.* The article presents conclusions of the commission, headed by D.I. Mendeleev, directed at the end of the 19th century to the Urals, to find out the reasons for the lag of Ural metallurgical industry from the growth of this industry in Southern Russia. The commission examined the iron ore base of the Urals, its timber reserves and the ways of its delivery to the plants, and established the type of plant owners. Important conclusions were made about the further development of industry.
- Keywords: iron ore, charcoal, D.I. Mendeleev, forest conservation, Ekibastuz.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-1-5-7

### REFERENCES

1. Schastlivtsev V.M. Ural iron industry of the end of 19th century by D.I. Mendeleev eyes. In: XX Mendeleevskii s"ezd po obshchei

*i prikladnoi khimii. Tezisy dokladov. Tom 3* [20th Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry. Abstracts. Vol. 3]. 2016, p. 123. (In Russ.).

- 2. Schastlivtsev V.M. Mendeleev's view on iron making industry in the Urals at the end of XIX-th century. In: *XX Mendeleev Congress on general and applied chemistry*. 2016, vol. 3, p. 96.
- Ural'skaya zheleznaya promyshlennost' v 1899 godu [Ural iron industry in 1899]. Mendeleev D.I. ed. Facsimile ed. 1900. Ekaterinburg: AKVA-PRESS, 2006, 874 p. (In Russ.).

#### Information about the author:

V.M. Schastlivtsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Academician of the Russian Academy of Sciences, Chief Researcher (schastliv@imp.ural.ru)

> Received February 13, 2017 Revised July 1, 2018 Accepted December 20, 2018

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 8 – 14. © 2019. Мартиросян В.А., Сасунцян М.Э.

УДК 669.583.9

### ИССЛЕДОВАНИЕ ШЛАКОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДОВ АРМЕНИИ ПРИ ТОНКОМ ИЗМЕЛЬЧЕНИИ

**Мартиросян В.А.,** д.т.н., профессор (v.a.martirosyan@mail.ru) **Сасунцян М.Э.,** к.т.н., доцент (msasuntsyan@mail.ru)

Национальный политехнический университет Армении

(0009, Армения, Ереван, ул. Теряна, 105)

Аннотация. В связи с развитием в Армении производства меди и молибдена возникает необходимость создания технологий переработки полученных шлаков действующих металлургических заводов с извлечением из них ценных металлов. Это касается медных шлаков Алавердийского медеплавильного завода с содержанием FeO ~ 50 % и молибденовых шлаков Ереванского завода «Чистое железо» с содержанием SiO<sub>2</sub> ~80 %. Эти шлаки получаются при высоких температурах (с получением FeO·SiO<sub>2</sub>, CaO·SiO<sub>2</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>) и, следовательно, они малоактивны для дальнейшего их использования. Между тем указанные шлаки богаты оксидами железа и кремния и могут служить дешевым сырьем для получения силицидов железа. Силициды железа могут использоваться в микро- и наноэлектронике, а также в металлургии в качестве легирующей добавки в производстве сталей со специальными физико-химическими свойствами. Получение столь ценных силицидов из дешевого сырья актуально для Армении и имеет не только экономическое, но и экологическое значение. Для получения силицидов железа предлагается метод совместного алюминотермического восстановления предварительно механоактивированных медных и молибденовых шлаков. Предварительная механоактивация позволяет целенаправленно влиять на структуру реакционной смеси и параметры самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, обеспечивая тем самым возможность регулирования структуры и фазового состава синтезируемых силицидов. В работе обсуждаются вопросы влияния превращения и фазообразования на морфологию шлаков медного и молибденового производств действующих металлургических заводов Армении при механохимической активации методом тонкого измельчения в вибромельнице. Показано, что при тонком измельчении (до -10 мкм) шлаки, содержащие сложные малореакционноспособные соединения железа и кремния (фаялит, магнетит и кварцит), подвергаются глубоким химическим изменениям, превращаясь в аморфные оксиды. Полученные активированные оксиды могут служить сырьем для получения железо- и кремнийсодержащих сплавов - силицидов железа.

*Ключевые слова*: шлаки металлургических заводов, превращение, механохимическая активация, фазообразование, измельчение, железо, кремний, ферросилиций.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-8-14

### Введение

В связи с развитием в Армении черной и цветной металлургии возникает необходимость создания технологий переработки отходов и шлаков действующих металлургических заводов с извлечением из них ценных металлов. Это, в первую очередь, касается медных шлаков Алавердийского медеплавильного завода с содержанием FeO ~50 % и молибденовых шлаков Ереванского завода «Чистое железо» с содержанием SiO<sub>2</sub> ~80 %. Указанные шлаки до сих пор не нашли применения из-за отсутствия технологии переработки. Между тем, они богаты оксидами железа и кремния и могут служить дешевым сырьем для получения силицидов железа [1, 2].

Железо с кремнием образуют ряд силицидов [3], которые отличаются высоким содержанием как железа ( $\alpha$ -Fe<sub>3</sub>Si,  $\epsilon$ -Fe<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>), так и кремния (FeSi<sub>2</sub>, Fe<sub>5</sub>Si<sub>5</sub>). Силициды с высоким содержанием железа проявляют магнитные свойства (ферромагнетиты) [4, 5], а силициды с высоким содержанием кремния – полупроводники [6, 7]. Моносилицид железа ( $\alpha$ -FeSi) проявляет магнитно-оптические свойства [8, 9]. Все эти силициды могут использоваться в микро- и наноэлектронике [10], а также в металлургии в качестве легирующей добавки в производстве сталей со специальными физико-химическими свойствами [11]. Исходя из вышеуказанного, организация энергосберегающей технологии получения столь ценных силицидов с утилизацией вторичных отходов является актуальной задачей. Вторичное использование шлаков имеет также важное значение с точки зрения экологии.

Медные и молибденовые шлаки получаются при высоких температурах (с получением  $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ , CaO $\cdot \text{SiO}_2$ , 2CaO $\cdot \text{SiO}_2$ ) [12] и, следовательно, они малоактивны для дальнейшего их использования.

Перспективным методом получения силицидов железа является механоактивируемый самораспространяющийся высокотемпературный синтез (МА СВС) [13–15]. Данный метод позволяет формировать уникальные материалы при значительном снижении

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Исследование выполнено при финансовой поддержке ГКН МОН РА в рамках Армяно-Белорусского совместного научного проекта № 13 РБ - 049. Экспериментальные данные получены в Белорусском государственном научно-производственном объединении порошковой металлургии.

энергозатрат за счет использования экзотермического эффекта реакций и не требует сложного специального оборудования. Предварительная МА позволяет целенаправленно влиять на структуру реакционной смеси и параметры СВС, обеспечивая тем самым возможность регулирования структуры и фазового состава синтезируемых силицидов [16 – 27].

Целью работы является предварительное исследование минералогического, элементного, гранулометрического, морфологического превращений и фазообразования этих шлаков на примере шлаков Алавердийского медеплавильного завода и Ереванского завода «Чистое железо», а также определение роли и поведения основных компонентов (фаялита, магнетита и кварцита), входящих в состав этих шлаков, при механохимической активации для выяснения возможности увеличения их реакционной способности методом тонкого измельчения.

### Методы исследования

Для измерения параметров шлаков были использованы конвертерный (образец № 1) и отвальный (образец № 2) шлаки Алавердийского медеплавильного завода и молибденовый шлак Ереванского завода «Чистое железо» (образец № 3).

Исследование элементного состава образцов (в пересчете на оксиды) проводили на аттестованном рентгенофлуоресцентном спектрометре ED 2000 фирмы Oxford Instruments Analytical (Великобритания) [28].

Дисперсные параметры (размеры частиц и функции их распределения по размерам) изучали на лазерном дифракционном анализаторе Malvern Mastersizer 2000 с автоматическим модулем диспергирования и подачи образца в виде суспензий и эмульсий Hydro 2000S (Великобритания) [29]. Измерение проводили при постоянной циркуляции водной суспензии исследуемого порошка через измерительную ячейку. Усредненные результаты измерений представлены с помощью таблиц, а распределение частиц по размерам – в виде интегральных кривых (графиков) и дифференциальных гистограмм [30].

Морфологию поверхности покрытий изучали на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения Mira фирмы Tescan (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором INCA Energy 350 [28–30].

Опыты механохимической активации проводили методом тонкого измельчения концентрата в вибромельнице. Шлаки активировали в высокоэнергонапряженной вибромельнице типа М-30. Объем каждого барабана составлял 600 см<sup>3</sup>, количество оборотов – 1000 в мин, а системы из двух барабанов в противоположном направлении – 425 об/мин, фактор энергонапряженности – 50 г, мощность электродвигателя – 2,8 кВт. Активирование проводили в водной среде, измельчение – 15, 30, 45 и 60 мин. На рисунках приведены данные активирования 15 и 60 мин, когда особенно ярко фиксируется

изменение минералов. Масса диспергируемых продуктов 10 – 50 г. Для получения сравнительных данных диспергирование для всех шлаков проводили при одинаковых условиях.

### Экспериментальная часть

### Исследование гранулометрического состава шлаков при механохимическом измельчении

Для гранулометрического исследования взяты конвертерные и отвальные шлаки с частицами размером 2 мм. После ситового анализа каждая фракция подвергалась элементному и рентгенофлуоресцентному анализам. При помощи ситового анализа были определены процентные содержания (по массе) фракций в указанных образцах (№ 1, 2 и 3), состоящих из частиц определенного размера. Анализ проводили просеиванием навески материала через набор сит, различающихся размером ячеек, и дальнейшим установлением элементного состава для каждого случая.

Результаты определения зернового состава изображены графически в виде кривой просеивания. На графиках по осям показано количество заполнителя в процентах, проходящего при просеивании сквозь сито, и размер отверстий контрольных сит в логарифмическом масштабе. Поскольку отношение между размерами отверстий двух соседних сит в стандартном наборе составляет 0,5, то в логарифмическом масштабе размеры этих отверстий расположены на равном расстоянии друг от друга.

### Обсуждение результатов

Изучено поведение разных шлаков в вибромельнице в условиях водного режима в зависимости от степени дисперсности. Результаты исследования гранулометрического состава образцов № 1, 2 и 3 в водном растворе приведены на рис. 1 (a – кривые и б – диаграммы просеивания исходных образцов). Диаграмма выражает зависимость массы фракции от размера частиц (в мкм) и позволяет определить, какой процент шлака имеет определенный размер частиц.

По данным химического анализа, элементный состав (в пересчете на оксиды) образцов № 1 и 2, %: 63,7 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 27,5 SiO<sub>2</sub>; 5,6 CuO; 1,2 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,6 BaO; 0,6 ZnO; 0,3 PbO; 0,2 K<sub>2</sub>O; остальное – примеси. Это соответствует 44,59 % Fe и 2,83 % Si в конвертерных шлаках и 47,95 % Fe и 24,61 % Si в отвальных шлаках. Элементный состав (в пересчете на оксиды) образца № 3, %: 68,8 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 12,5 SiO<sub>2</sub>; 7,0 CaO; 5,8 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 4,5 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 0,3 MoO<sub>2</sub>; 0,3 K<sub>2</sub>O; 0,2 TiO; 0,2 MnO; 0,1 CuO; остальное – примеси. Это соответствует 8,75 % Fe и 32,11 % Si в молибденовых шлаках. При этом содержание железа и кремния во всех фракциях при измельчении почти не меняется.



Рис. 1. Кривые (*a*) и диаграммы (б) просеивания исходных образцов шлаков: *l* – конвертерных; *2* – отвальных; *3* – молибденовых

Fig. 1. Curves (*a*) and diagrams ( $\delta$ ) of initial slags samples: l – converter; 2 – waste; 3 – molybdenum

Как видно из рис. 1, во всех образцах, где содержание железа и кремния высокое, превалирует мелкая фракция. Это говорит о том, что измельчение шлаков до размера частиц меньше 17,8 – 54,5 мкм более целесообразно.

### Рентгенофазовый анализ при механоактивации

### Фазовые превращения шлаков в результате механохимической обработки

Приведены результаты исследования фазового состава шлаков методом рентгенофазового анализа. На рис. 2 показаны рентгенограммы исходных образцов № 1, 2 и 3.

Результаты исследований подтвердили, что исходные шлаки имеют кристаллическую структуру (вершины всех рефлексов имеют острые углы).

На рис. 3 представлены данные исходного конвертерного шлака (рис. 3, a) и шлака, обработанного в вибромельнице в течение 15 (рис. 3,  $\delta$ ) и 60 (рис. 3, a) мин. Ниже приведены сравнительные рентгенограммы этих шлаков.

Аналогичным способом исследованы рентгенограммы образцов отвального и молибденового шлаков, обработанных в вибромельнице в течение 15 и 60 мин. На рис. 4 приведены данные измельчения в вибромельнице исходного отвального шлака (рис. 4, a) с продолжительностью активации 15 (рис. 4,  $\delta$ ) и 60 (рис. 4, e) мин. Как видно из рисунков, во всех трех случаях механохимическая обработка в вибромельнице сопровождается существенными физико-химическими изменениями. При измельчении продолжительностью 60 мин (рис. 3,  $\varepsilon$  и 4,  $\varepsilon$ ) появляются новые рефлексы оксидов железа (FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>) и кремния (SiO<sub>2</sub>) за счет разложения фаялита и магнетита.

Иногда рефлексы магнетита совпадают с рефлексами оксидов железа. В результате этих реакций получаются отдельные оксиды меди и железа. Наблюдается также тенденция резкого уменьшения интенсивности





рефлексов фаялита и увеличения интенсивности всех прежних рефлексов, касающихся оксидов железа. В результате расшифровки приведенных рентгенограмм установлено, что основной фазовой составляющей образцов конвертерного и отвального шлака являются оксиды железа и кремния (FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, и SiO<sub>2</sub>) – 75 %, а также присутствует фаза типа FeFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> – 25 %.

В случае образца № 3 (рис. 5) основной фазовой составляющей образца молибденового шлака после обработки является кварц (SiO<sub>2</sub>) – 80 %, а также присутствуют небольшие количества фаялита Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub> – 5 % и магнетита Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, карбоната кальция CaCO<sub>3</sub> и силикат кальция Ca<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub> – 15 %.

Сравнение рентгенограмм всех трех образцов показывает, что в зависимости от продолжительности измельчения происходит уширение существующих рефлексов, что связано с уменьшением размеров областей когерентного рассеяния, а, следовательно, и степенью кристалличности образца. Во всех случаях появляются рефлексы, которые свидетельствуют об образовании новой фазы, а также происходит значительное (практически в 20 раз), по сравнению с исходным образцом, снижение интенсивности линии (101) фаялита Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>.

Следовательно, механохимическую активацию можно считать рациональным способом интенсификации пирометаллургических методов переработки металлургических шлаков.

### ВЛИЯНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТНЫХ ШЛАКОВ

Проведены исследования влияния превращения и фазообразования при механохимической активации на морфологию изменения поверхности шлаков. Результаты исследований поверхности при механохимической



активации шлаков, выполненных микроренттеноспектральным методом, представлены в виде карт распределения элементов на поверхности образцов (рис. 6).

На рис. 6, *а* показаны поверхности образцов кристаллов исходных шлаков  $\mathbb{N}$  1, 2, и 3. Как видно из рисунков, везде четко выделяются границы отдельных фаз. Во всех случаях видны два типа частиц – крупные (5 – 30 мкм) и находящиеся внутри мелкие частицы (50 – 340 нм). Для обоих размеров характерна агломеризация крупных частиц, внутри которых находятся более мелкие. Все эти частицы (темные) имеют покрытие с кварцитом (светлые).

При измельчении в течение 15 мин (рис. 6, *б*) механоактивация приводит к обволакиванию частиц магне-



slag sample:

*a* – initial slag;  $\delta$  – processed for 15 min; *s* – processed for 60 min ( $\blacklozenge$  – fayalit;  $\blacktriangle$  – magnetite, iron oxides;  $\bigcirc$  – quartzite;  $\bigcirc$  – cristobalite)



Морфология образца № 2



Морфология образца № 3

Рис. 6. Морфологические исследования поверхности шлаков образцов № 1, 2 и 3: исходного (*a*); обработанного в течение 15 (б) и 60 (в) мин, ×1000

Fig. 6. Morphological studies of the surface of slag samples no. 1, 2 and 3: initial (*a*) and processed for 15 min ( $\delta$ ) and processed for 60 min ( $\epsilon$ ) (with an increase of ×1000)

тита и фаялита частицами аморфного кварцита. Между фазами наблюдается наличие плавленной массы, которое приводит к искажению межфазной границы.

При измельчении в течение 60 мин (рис. 6, *в*) формируется коллоидообразная масса, при этом частицы фаялита и магнетита окружены частицами кварцита. Это приводит к увеличению размеров частиц до 8 – 10 мкм и образованию новых конгломератов. Изменяется форма частиц. Они не приобретают определенную геометрическую форму кристаллов, но хорошо видна коллоидная масса с большими размерами дырок. Морфологические изменения поверхности, вплоть до аморфизации, приводят к физико-химическому изменению свойств вещества, а, следовательно, и увеличению их химической активности. Однако везде общие закономерности повторяются: образуются темные частицы фаялита и магнетита, обволакиваемые светлыми частицами кварцита.

### Выводы

Изучено поведение конвертерного, отвального и молибденового шлака методом тонкого измельчения в вибромельнице в условиях водного режима с продолжительностью 15 и 60 мин. Показано, что в результате тонкого измельчения основные компоненты шлаков (фаялит и магнетит) подвергаются глубоким химическим превращениям. При активации продолжительностью измельчения 60 мин в водной среде фаялит и магнетит разлагаются, образуя оксиды железа ( $Fe_2O_3$  и FeO) и кремния (SiO<sub>2</sub>).

Результаты морфологического исследования подтверждены выводами механохимической активации.

Полученные активные оксиды можно использовать для получения железо-кремниевых сплавов типа ферросилиция.

Таким образом, механохимическая подготовка металлургических шлаков является эффективным средством повышения их реакционной способности и может найти практическое применение в металлургии.

Данный метод в настоящее время используется в технологии переработки отходов цветных металлов, в особенности трудноперерабатываемых металлургических шлаков.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Комплексное использование сырья и отходов / Б.М. Равич, В.П. Окладников, В.Н. Лыгач и др. – М.: Химия, 1988. – 288 с.
- **2.** Купряков Ю.П. Шлаки медеплавильного производства и их переработка. М.: Металлургия, 1987. 200 с.
- Диаграмма состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3-х томах. Т. 2 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
- Herfort J. Magnetic and structural properties of ultrathin epitaxial Fe<sub>3</sub>Si films on GaAs(001) // J. Appl. Phys. 2008. Vol. 103. P. 07B506-07B508.
- Sawatzky E. Magnetic and magnetooptical properties of sputtered Fe<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> films // IEEE Trans. Magn. 1971. Vol. 7. P. 374 – 376.
- Dimitriadis C.A., Werner J.H., Logothetides S. etc. Electronic properties of semiconducting FeSi<sub>2</sub> Films // J. Appl. Phys. 1990. Vol. 68(4). P. 1726 – 1734.
- Fath M., Aarts J., Menovsky A.A. etc.Tunneling spectroscopy on the correlation effects in FeSi // Phys. Rev. B. 1998. Vol. 58. P. 15483 – 15491.
- Kolel-Vectil M.K. Organometallic routes into the nanorealmsof binary Fe-Si phases (Review) // Materials. 2010. Vol. 3. P. 1049 – 1088.
- Ершов Н.В., Черненков Ю.П., Лукшина В.А., Феодоров В.И. Структура сплавов α-FeSi с 8...10 ат. % кремния // Физика твердого тела. 2012. Т. 54. Вып. 9. С. 1813 – 1819.
- **10.** Герасименко Н.Н., Пархоменко Ю.Н. Кремний материал наноэлектроники. – М.: Техносфера, 2007. – 352 с.
- Зубов В.Л., Гасик М.И. Электрометаллургия ферросилиция. – М.: Металлургия, 2002. – 239 с.
- Переработка шлаков цветной металлургии / М.М. Лакерник, Э.Н. Мазурчак, С.Я. Петкер, Р.И. Шабалина. – М.: Металлургия, 1977. – 159 с.
- Плинер Ю.Л., Игнатенко Г.Ф. Восстановление окислов металлов алюминием. – М.: Металлургия, 1967. – 173 с.
- Дубровин А.С. Перспективы развития алюминотермического производства ферросплавов. – М.: Металлургия, 1993. – 715 с.
- Болдырев В.В. Механохимия и механическая активация твердых веществ // Успехи химии. РАН. 2006. Т. 75. Вып. 3. С. 203 – 216.
- 16. Талако Т.Л. Исследование механизма влияния механоактивации на самораспространяющийся высокотемпературный синтез материалов // Весці НАН Беларуси. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2014. № 1. С. 25 – 32.
- 17. Витязь П.А., Талако Т.Л., Беляев А.В. и др. К вопросу о влиянии механоактивации реакционной шихты на процессы фазои структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе гексаферрита бария // Весці НАН Беларуси. Сер. фіз-тэхн. навук. 2003. № 1. С. 21 – 26.

- 18. Хина Б.Б., Лецко А.И., Талако Т.Л. и др.О физическом механизме влияния механоактивации шихты на СВС // Порошковая металлургия: Респ. межвед. сб. науч. тр. Вып. 28. – Минск, 2005. С. 94 – 98.
- TalakoT., Ilyuschenko A., Letsko A., Hasak T. Structure and properties of MASHS titanium aluminide-based powder alloyed with chromium // Materials Science Forum. 2007. Vol. 534 – 536. P. 1589 – 1592.
- Юхвид В.И. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: Теория и практика / Под ред. А.Е. Сычева. – Черноголовка: Территория, 2001. – 252 с.
- Martirosyan V. Chemical-Metallurgical Processes of Reprocessing the ores of Armenia: Monograph.- Lap Lamber Academic Publishing, Germany. 2015. – 154 p.
- 22. Мартиросян В.А., Айвазян А.А., Сасунцян М.Э. Обогащение хромитов механохимическим и термическим методами в присутствии хлоридов и получение металлического хрома // ІІ Науч. конф. Армянского химического общества «Новые материалы и процессы», 9 – 12 октября 2012. – Ереван, С. 84 – 86.
- 23. Мартиросян В.А., Айвазян А.А., Хачатрян А.Р., Талако Т.Л. Исследование процессов механохимического и термического обогащения хромитов в присутствии хлоридов и получение порошкообразного хрома // Десятая Междунар. науч.-технич. конф. «Новые материалы и технологии: Порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка». 12 – 14 сентября. – Минск, Беларусь. 2012.С. 50 – 52.
- 24. Martirosyan V., Sasuntsyan M. The role of preliminary mechanical activation in the process of obtaining powder-like ferrosilicium

from metallurgical slags // Journal of surface engineered materials and advanced technology. 2016. No. 6. P. 11 - 17.

- 25. Martirosyan V., Agamyan T., Sasuntsyan M. etc. Sulfur dioxside utilization by the treatment of pyrite chalcopyrite sulfide consentrates, combining mechanica land metalotermic processes // Food and Enviroment Safety. 2011. Vol. X. Issue 4. P. 24 29.
- Martirosyan V., Sasuntsyan M. Study of the mechanism of iron mono silicide obtained from industrial wastes // International scientific review. 2016. April. No. 4(14). P. 40 – 42.
- 27. Martirosyan V., Sasuntsyan M. A morphological investigation of formation of iron monosilicide and slags produced at high – temperature sinthesis of preliminarily mechano-activated burden // Austrian Journal of Tecnical and Natural Sciences. 2016. No. 3 – 4. March-April. P. 22 – 27.
- **28.** Ревенко А.Г. Рентгеноспектральный флуоресцентный анализ природных материалов. Новосибирск: Наука, 1994. 264 с.
- PichuginV.F., Yanovskiy V.P., Morosova N.S. etc. Deposition of oxides and oxinitride thin films for medical grafts by method of pulsed magnetron sputtering // 10th Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows: Proceedings. – Tomsk, 2010. P. 672 – 675.
- Филиппова Н.А. Фазовый анализ руд и продуктов их переработки. – М.: Химия, 1975. – 280 с.

Поступила в редакцию 24 октября 2017 г. После доработки 30 марта 2018 г. Принята к публикации 25 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 8–14.

### SLAGS OF THE METALLURGICAL PLANTS OF ARMENIA AT FINE GRINDING

### V.A. Martirosyan, M.E. Sasuntsyan

### National Polytechnic University of Armenia (NPUA), Yerevan, Armenia

Abstract. In connection with the development of copper and molybdenum production in Armenia, it becomes necessary to develop a technology for processing the slags of the functioning metallurgical plants to extract valuable metals from these slags. It concerns the copper slags of Alaverdi Copper-Smelting Plant with a content of FeO ~50 % and the molybdenum slags of Yerevan "Pure Iron" Plant with a content of SiO<sub>2</sub> ~80 %. These slags are obtained at high temperatures (with FeO SiO<sub>2</sub>, CaO SiO<sub>2</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>) and, therefore, they are less active to be used later. Meanwhile, the mentioned slags are rich in iron and silicon oxides and can serve as a cheap raw material for producing iron silicides. The iron silicides can be used in micro- and nanoelectronics, as well as in metallurgy as an alloying additive in the production of steels of special physical and chemical properties. The production of such valuable silicides from an inexpensive raw material is important for Republic of Armenia and is of not only economic, but also ecological significance. To obtain iron silicides, a method of combined aluminothermal reduction of primarily mechanoactivated copper and molybdenum slags is proposed. The preliminary mechanoactivation allows to purposefully affect the structure of the reaction mixture and parameters of the self-propagating high-temperature synthesis (SHS), thus ensuring the possibility of regulating the structure and phase composition of the synthesized silicides. This work considers issues on the impact of transformation and phase formation on the morphology of slags of copper and molybdenum production in the functioning Armenian metallurgical plants at mechanochemical activation by the method of fine grinding in a vibromill. It is shown that at fine grinding (up to 10 mcm), the slags, containing small-reactivity complex compounds of iron and silicon (fayalite, magnetite, quarzite) undergo profound chemical changes, transforming into amorphous oxides. The obtained activated oxides can serve as a raw material for producing iron- and silicon-containing alloys – iron silicides.

*Keywords*: slags of metallurgical plants, transformations, mechanochemical activation, phase formation, grinding, iron, silicon, ferrosilicon.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-8-14

### REFERENCES

- 1. Ravich B.M., Okladnikov V.P., Lygach V.N. etc. *Kompleksnoe ispol'zovanie syr'ya i otkhodov* [Complex use of raw materials and wastes]. Moscow: Khimiya, 1988, 288 p. (In Russ.).
- Kupryakov Yu.P. Shlaki medeplavil'nogo proizvodstva i ikh pererabotka [Slags of copper-smelting production and their processing]. Moscow: Metallurgiya, 1987, 200 p. (In Russ.).
- **3.** Diagramma sostoyaniya dvoinykh metallicheskikh sistem: Spravochnik: V 3-kh tomakh. T. 2 [State diagram of double metal systems: Handbook: In 3 vols., vol. 2]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 1024 p. (In Russ.).
- 4. Herfort J. Magnetic and structural properties of ultrathin epitaxial Fe<sub>3</sub>Si films on GaAs(001). *J. Appl. Phys.* 2008, vol. 103, pp. 07B506–07B508.
- Sawatzky E. Magnetic and magnetooptical properties of sputtered Fe<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> films. *IEEE Trans. Magn.* 1971, vol. 7, pp. 374–376.
- Dimitriadis C.A., Werner J.H., Logothetides S., Stutzmann M., et al. Electronic properties of semiconducting FeSi<sub>2</sub> Films. *J. Appl. Phys.* 1990, vol. 68(4), pp. 1726–1734.
- Fath M., Aarts J., Menovsky A.A. etc.Tunneling spectroscopy on the correlation effects in FeSi. *Phys. Rev. B.* 1998, vol. 58, pp. 15483–15491.
- Kolel-Vectil M.K. Organometallic routes into the nanorealms of binari Fe-Si phases (Review). *Materials*. 2010, vol. 3, pp. 1049–1088.
- Ershov N.V., Chernenkov Yu.P., Lukshina V.A., Feodorov V.I. Structure of α-FeSi alloys with 8 and 10 at % silicon. *Physics of the Solid State*. 2012, vol. 54, no. 9, pp. 1935–1942.

- Gerasimenko N.N., Parkhomenko Yu.N. *Kremnii material nanoelektroniki* [Silicon is a material of nanoelectronics]. Moscow: Tekhnosfera, 2007, 352 p. (In Russ.).
- Zubov V.L., Gasik M.I. *Elektrometallurgiya ferrosilitsiya* [Electrometallurgy of ferrosilicon]. Moscow: Metallurgiya, 2002, 239 p. (In Russ.).
- Lakernik M.M., Mazurchak E.N., Petker S.Ya., Shabalina R.I. Pererabotka shlakov tsvetnoi metallurgii [Processing of slags of nonferrous metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 159 p. (In Russ.).
- Pliner Yu.L., Ignatenko G.F. Vosstanovlenie okislov metallov alyuminiem [Reduction of metal oxides by aluminum]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 173 p.
- Dubrovin A.S. Perspektivy razvitiya alyuminotermicheskogo proizvodstva ferrosplavov [Prospects of ferroalloys aluminothermic production]. Moscow: Metallurgiya, 1993, 715 p. (In Russ.).
- Boldyrev V.V. Mechanochemistry and mechanical activation of solids. *Russian Chemical Reviews*. 2006, vol. 75, no. 3, pp. 177–189.
- Talako T.L. Investigation of the influence of mechanoactivation on self-propagating high-temperature synthesis of materials. *Vestsi NAN Belarusi. Ser. fiz.-tekhn. navuk.* 2014, no. 1, pp. 25–32. (In Russ.).
- 17. Vityaz' P.A., Talako T.L., Belyaev A.V. etc. On the influence of reaction charge mechanoactivation on the processes of phase and structure formation in self-propagating high-temperature synthesis of barium hexaferrite. *Vestsi NAN Belarusi. Ser. fiz-tekhn. navuk.* 2003, no. 1, pp. 21–26. (In Russ.).
- Khina B.B., Letsko A.I., Talako T.L. etc. On the physical mechanism of charge mechanoactivation influence on SHS. In: *Poroshkovaya metallurgiya: Resp. mezhved. sb. nauch. trudov* [Powder metallurgy: Republican Interdepartmental Coll. of Sci. Papers]. Issue 28. Minsk, 2005, pp. 94–98. (In Russ.).
- Talako T., Ilyuschenko A., Letsko A., Hasak T. Structure and properties of MASHS titanium aluminide-based powder alloyed with chromium. *Materials Science Forum*. 2007, vol. 534-536, pp. 1589–1592.
- Yukhvid V.I. Samorasprostranyayushchiisya vysokotemperaturnyi sintez: Teoriya i praktika [Self-propagating high-temperature synthesis. Theory and practice]. Sychev A.E. ed. Chernogolovka: Territoriya, 2001, 252 p. (In Russ.).
- Martirosyan V. Chemical-Metallurgical Processes of Reprocessing the ores of Armenia: Monograph. Lap Lamber Academic Publishing, Germany, 2015, 154 p.
- 22. Martirosyan V.A., Aivazyan A.A., Sasuntsyan M.E. Enrichment of chromites by mechanochemical and thermal methods in the presence of chlorides and production of metallic chromium. In: *II nauchnaya konferentsiya Armyanskogo khimicheskogo obshchestva "Novye materialy i protsessy", 9-12 oktyabrya 2012, Yerevan* [II Sci. Conf. of the Armenian Chemical Society "New Materials and Processes" on October 9-12, 2012, Yerevan]. Yerevan, 2012, pp. 84–86. (In Russ.).
- 23. Martirosyan V.A., Aivazyan A.A., Khachatryan A.R., Talako T.L. Investigation of processes of mechanochemical and thermal enrichment of chromites in the presence of chlorides and production of

powdered chromium. In: Desyataya Mezhdunarodnaya nauchnotekhnicheskaya konferentsiya: "Novye materialy i tekhnologii: Poroshkovaya metallurgiya, kompozitsionnye materialy, zashchitnye pokrytiya, svarka", 12-14 sentyabrya 2012, Minsk, Belarus' [10-th Int. Sci. and Tech. Conf.: "New Materials and Technologies: Powder Metallurgy, Composite Materials, Protective Coatings, Welding", on September 12-14, 2012, Minsk, Belarus]. Minsk, 2012, pp. 50–52. (In Russ.).

- 24. Martirosyan V., Sasuntsyan M. The role of preliminary mechanical activation in the process of obtaining powder-like ferrosilicium from metallurgical slags. *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*. 2016, no. 6, pp. 11–17.
- 25. Martirosyan V., Agamyan T., Sasuntsyan M. et al. Sulfur dioxside utilization by the treatment of pyrite chalcopyrite sulfide concentrates, combining mechanical and metalotermic processes. *Food and Environment Safety*. 2011, vol. X, no. 4, pp. 24–29.
- Martirosyan V., Sasuntsyan M. Study of the mechanism of iron mono silicide obtained from industrial wastes. *International Scientific Review*. 2016. April, no. 4(14), pp. 40–42.
- 27. Martirosyan V., Sasuntsyan M. A morphological investigation of formation of iron monosilicide and slags produced at high-temperature synthesis of preliminarily mechano-activated burden. Austrian *Journal of Technical and Natural Sciences*. 2016, no. 3-4, March-April, pp. 22–27.
- **28.** Revenko A.G. *Rentgenospektral 'nyi fluorestsentnyi analiz prirod-nykh materialov* [X-ray spectral fluorescence analysis of natural materials]. Novosibirsk: Nauka, 1994, 264 p. (In Russ.).
- **29.** Pichugin V.F., Yanovskiy V.P., Morosova N.S., Yermolovich I.M. Deposition of oxides and oxinitride thin films for medical grafts by method of pulsed magnetron sputtering. In: *10th Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows: Proceedings. Tomsk*, 2010, pp. 672–675.
- **30.** Filippova N.A. *Fazovyi analiz rud i produktov ikh pererabotki* [Phase analysis of ores and products of their processing]. Moscow: Khimiya, 1975, 280 p. (In Russ.).
- Acknowledgements. The study was financially supported by the State Committee on Science and Education of the Ministry of Education and Science of the Republic of Armenia in the framework of the Armenian-Belorusian joint scientific project No. 13 RB – 049. Experimental data were obtained in the Belarusian State Research and Production Association of Powder Metallurgy.

### Information about the authors:

V.A. Martirosyan, Dr. Sci. (Eng.), Professor (v.a.martirosyan@mail.ru) M.E. Sasuntsyan, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor (msasuntsyan@mail.ru)

> Received October 24, 2017 Revised March 30, 2018 Accepted December 25, 2018

ISSN: ОЗ68–О797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 15 – 24. © 2019. Михайленко А.М., Шварц Д.Л.

УДК 621.771.2

### КОНЦЕПЦИЯ ОПТИМАЛЬНОЙ КАЛИБРОВКИ СОРТОПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ. СООБЩЕНИЕ 3. ПРОСТРАНСТВО СХЕМ КАЛИБРОВОК

### *Михайленко А.М.*, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением» Шварц Д.Л., к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением» (sdl190977@mail.ru)

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Используя идеи системного подхода и основываясь на опыте, накопленном при теоретическом изучении, проектировании и промышленном освоении процессов сортовой прокатки широкого спектра профилей, на кафедре обработки металлов давлением Уральского федерального университета разрабатывается универсальная «Концепция оптимальной калибровки». Общая идеология оптимизации калибровки сортопрокатных валков изложена авторами в статье «Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Основные положения». В статье «Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Пространство калибров» рассмотрены структура, назначение и содержание информационного блока, отражающего так называемое «пространство калибров». В соответствии с общей концепцией оптимизации, следующей задачей, требующей решения, является задача формирования информационного блока, отражающего так называемое «пространство схем калибровок», которое будет использовано в дальнейшем как первое пространство оптимизации. Рассмотрено понятие «пространство схем калибровок валков сортопрокатного стана» как пространство, содержащее все возможные виртуальные схемы прокатки конкретного профиля на конкретном прокатном стане. Для формирования всего пространства схем рельсовых калибровок необходимо генерировать отдельные виртуальные схемы и последовательно наполнять ими это пространство. Таким образом, пространство схем калибровок формируется из отдельных уникальных схем калибровок. Для формирования этого пространства из отдельных калибров, предложено использовать специализированные алгоритмы, являющиеся «генераторами схем калибровок». В качестве примера, рассмотрена структура генератора, предназначенного для построения пространства схем калибровок для прокатки железнодорожных рельсов. Выявлено, что все известные рельсовые калибровки можно представить в виде принципиально однотипной блочной структуры, которая использована в качестве центрального элемента генератора схем рельсовых калибровок. Использование описанного и аналогичных генераторов применительно к процессу прокатки конкретного профиля на конкретном прокатном стане позволяет получать большие по объему пространства допустимых схем калибровок. Такие пространства необходимы для последующего проведения оптимизационных процедур поиска наилучшей схемы калибровки из всех возможных. Рассмотренный подход к построению пространства схем калибровок может быть использован при создании систем автоматизированного проектирования и оптимизации калибровок прокатных валков.

*Ключевые слова*: сортовая прокатка, рельс, калибровка прокатных валков, калибр, системный анализ, оптимизация калибровки валков, пространство схем калибровок.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-15-24

Используя идеи «системного подхода» [1 – 5] и основываясь на опыте проектирования и освоения процессов прокатки широкого спектра сортовых профилей, на кафедре обработки металлов давлением Уральского федерального университета разрабатывается универсальная «Концепция оптимальной калибровки». Общая идеология концепции и схема оптимизации калибровок сортопрокатных валков изложена в работе [6]. Разрабатываемая модель состоит их ряда информационных блоков, связанных процедурами преобразования информации с целью поиска оптимума.

В работе [7] рассмотрена структура, назначение и содержание информационного блока, отражающего так называемое «пространство калибров», которое трактуется как пространство, содержащее все принципиально возможные калибры, применимые для прокатки конкретного сортового профиля проката на конкретном прокатном стане. В качестве примера, используя известные промышленные рельсовые калибровки [8 – 20], было сформировано структурированное дискретное пространство рельсовых калибров, включающее в свой состав все виды фасонных калибров, применяющиеся при прокатке железнодорожных рельсов.

В соответствии с общей концепцией оптимизации [6], следующей задачей, требующей решения, является формирование информационного блока, отражающего так называемое «пространство схем калибровок», которое будет использовано в дальнейшем как первое пространство оптимизации. Для описания блока «пространство схем калибровок» будем использовать ряд общеизвестных и новых понятий.

Классическое определение: «Калибровкой валков называют последовательность калибров, расположенных на валках прокатного стана и обеспечивающих получение профиля заданных размеров» [8, 18].

Это определение можно конкретизировать, представив комплексное понятие «калибровка» как систему, состоящую из трех взаимосвязанных компонент: «схема калибровки»; «режим обжатий»; «размещение калибров». Под этими терминами будем понимать следующее.

Схема калибровки – фиксированная последовательность применения определенного количества калибров определенной формы и кантовок раската, обеспечивающая получение профиля заданной формы. Схема калибровки не предполагает конкретизацию размеров калибров и способа их размещения на валках.

Режим обжатий – последовательность деформаций поперечного сечения раската, обеспечивающая получение профиля заданных размеров. Режим обжатий, в частности, определяет размеры калибров, составляющих схему калибровки.

Размещение калибров – распределение калибров по клетям прокатного стана, позволяющее реализовать процесс прокатки конкретного профиля на конкретном прокатном стане. Размещение калибров включает определение местоположения калибра по длине бочки валков и диаметров валков по характерным точкам калибров, выбор установочных межвалковых зазоров и т.п.

Однозначное определение всех трех этих компонент приводит к однозначному определению конкретной калибровки. Ниже рассмотрена первая из составляющих – «схема калибровки».

Для получения одного и того же профиля, одних и тех же размеров, на одном и том же прокатном стане, можно использовать разные схемы калибровки. Назовем такие схемы калибровки, принципиально возможные для получения конкретного профиля на конкретном прокатном стане, «виртуальные схемы калибровки». Если получить набор виртуальных схем калибровок и разместить (упорядочить) этот набор в некоторой системе координат, то получим упорядоченную совокупность, которую будем называть «пространство схем калибровок». Координатами (измерениями) такого пространства будут являться признаки, использованные при систематизации и упорядочении исходного массива виртуальных схем калибровок. Можно сформулировать следующее определение: «Пространством схем калибровок называется совокупность схем калибровок сортопрокатных валков, пригодных для получения заданного профиля на конкретном прокатном стане, упорядоченная в определенном пространстве признаков».

Формирование и упорядочение пространства схем калибровок можно производить различными способами, используя разные методы, приемы, алгоритмы и т.п. Все имеющиеся возможности формирования и упорядочения виртуальных схем калибровок обобщили термином «Генерирующая функция схем калибровок» или «Генератор схем калибровок», отражающим свое назначение – сформировать, сгенерировать совокупность виртуальных схем калибровок и упорядочить ее в определенном пространстве признаков. В соответствии с принятой выше формулировкой, для однозначного определения схемы калибровки необходимо установить следующие компоненты:

- количество используемых калибров;

- форму применяемых калибров;

 последовательность использования калибров различной формы;

- места кантовок раскатов.

Генератор схем калибровок должен включать в свой состав процедуры определения именно этих компонент.

Создать некий «универсальный генератор», позволяющий формировать разнообразные схемы калибровки для различных сортовых профилей при их прокатке на разных прокатных станах чрезвычайно сложно и актуальность такого обобщения вызывает сомнения.

Более простым и рациональным представляется создание отдельных специализированных генераторов, охватывающих специфические группы отдельных видов профилей, технология прокатки которых в пределах группы однотипна.

В качестве примера такого специализированного генератора рассмотрим генератор схем калибровок, предназначенных для прокатки железнодорожных рельсов.

С целью создания генератора схем рельсовых калибровок проанализированы калибровки, применяемые при производстве железнодорожных рельсов [8 – 20] с позиций их структуры и функционального назначения различных калибров и групп калибров. Оказывается, что все известные калибровки можно представить в виде принципиально однотипной блочной структуры, приведенной в табл. 1.

Каждый из блоков, выделенных в таблице, в реальной калибровке может включать в свой состав один, два или несколько калибров определенной формы. Последовательность применения выделенных блоков калибров во всех известных рельсовых калибровках одинакова и совпадает с последовательностью, указанной в табл. 1. Цели применения каждого из блоков во всех калибровках также однотипны. Однако состав, форма и число используемых калибров, а так же схемы деформирования металла в разных калибровках могут значительно отличаться.

Выявленная блочная структура (см. табл. 1) использована в качестве центрального элемента генератора схем рельсовых калибровок. При этом «наполнили» выделенные блоки конкретными допустимыми калибрами. Это удалось сделать, используя сформированное ранее пространство рельсовых калибров [7]. Каждый из них, включенных в общее пространство калибров, в реальных калибровках используется в конкретном блоке [21].

### Блок 1. Вытяжные калибры

В подавляющем большинстве рельсовых калибровок в качестве вытяжных калибров используются ти-

### Обобщенная блочная структура калибровки железнодорожных рельсов

Порядковый номер блока калибров	Тип, наименование калибров, составляющих блок	Назначение калибров и блока в целом
1	Вытяжные	Вытяжка поперечного сечения заготовки
2	Подготовительные	Придание поперечному сечению несимметричности
3	Разрезные	Деление поперечного сечения на элементы, образующие черновой профиль
4	Формообразующие	Формирование геометрии и размеров предчистового профиля
5	Чистовые	Доводка геометрии и размеров сечения до чистового профиля

Table 1. The generalized block structure of calibration of railway rails

повые ящичные калибры без каких-либо особенностей. Это обусловлено большими размерами исходных рельсовых заготовок, высокой универсальностью ящичных калибров по возможности регулирования режима обжатий, малой глубиной вреза ручьев этих калибров в валки и рядом других достоинств. Единственной рациональной альтернативной ящичных калибров вытяжной группы является схема прокатки квадрат – шестиугольник – квадрат, позволяющая «обновить углы» заготовки за счет кантовки раската квадратного поперечного сечения на угол 45° перед задачей его в ящичный калибр [19, 20], как показано на рисунке.

Применение такой системы вытяжных калибров позволяет сформировать головку рельса из металла, кристаллизовавшегося при разливке в угловой зоне слитка (см. рисунок, *a*). Это было актуально при использовании слитков или блюмов с высоким уровнем пораженности центральных частей поверхности дефектами, количество и размеры которых существенно меньше в углах исходной заготовки.

На современных прокатных станах, использующих качественную непрерывнолитую заготовку, практически применяют только ящичные калибры. Количество вытяжных калибров в калибровке и число проходов в них определяются в зависимости от имеющегося оборудования конкретного стана, размеров заготовки и необходимого размера промежуточного прямоугольного подката для фасонных калибров. Методика определения схемы прокатки в вытяжных калибрах и количества необходимых проходов подробно описана в работе [18].

### Блок 2. Подготовительные калибры

Задача калибров этого блока – преобразовать симметричное прямоугольное поперечное сечение промежуточной полосы в полосу с асимметричным сечением, соответствующим асимметрии сечения готового рельса. Это обеспечит возможность реализации принципа равенства вытяжек по головке и подошве профиля в процессе формирования и оформления этих элементов в последующих блоках калибровки.

В блоке подготовительных калибров может быть использована часть общего пространства рельсовых калибров [7], схематично показанных в табл. 2

### Блок 3. Разрезные калибры

Задача калибров этого блока – распределение, дозирование металла промежуточной фасонной заготовки, поступающей из блока 2, по будущим элементам сечения готового рельса. Распределение металла по элементам профиля чернового рельса производится так, чтобы при последующей прокатке или полностью, или в максимально возможной степени исключить перетекание металла между элементами. Такое распределение металла устранит асимметричность вытяжек по ширине профиля при последующей прокатке и позволит избежать явлений серпения и скручивания полосы на входе и выходе из валков, обеспечит возможность получения постоянного профиля по длине, уменьшит вероятность образования дефектов.



Формирование головки рельса из угловой части слитка (a) и система применяемых калибров ( $\delta$ )

Formation of a rail head from angular part of ingot (a) and the system of used calibers ( $\delta$ )

### Таблица 2

### Калибры для формирования блока 2 «Подготовительные калибры»

### Table 2. Calibers for formation of the block 2 "Preparatory calibers"

Код калибра	Пример калибра								
111	-	146		235	JAS-	335	JAS-	434	
112		147		236		336		437	25
113		211		237	J	337	JÆ	441	
114		212		311	-	411	-	442	
115	<u>}</u>	213		312		412		443	
116		214		313		413	-	444	
117		215	JZS-	314		414		445	
141		216		315	JAS -	416		446	
142		217		316		417		447	
143	=	231	-	317	IF	431	-		
144		232		332		432			
145		234		334		433			

Для формирования блока 3 также используется часть общего пространства рельсовых калибров [7], схематично показанных в табл. 3.

### Блок 4. Формообразующие калибры

Формообразующие калибры обеспечивают дальнейшее формоизменение разрезной заготовки, поступающей из блока 3, с целью получения предчистового рельсового профиля с формой и размерами, максимально приближенными к форме и размерам готового рельса. Это накладывает значительные ограничения на форму применяемых калибров. Часть общего пространства рельсовых калибров [7], предназначенная для формирования блока 4, схематично показана в табл. 4.

Несмотря на внешнюю однотипность ряда форм калибров, которые могут быть включены в блоки «Разрезные калибры» и «Формообразующие калибры», это принципиально разные калибры по целям использования, решаемым задачам, размерам и по геометрии калибров. Разрезные калибры относят к черновым калибрам и, соответственно, размещаются на валках обжимных клетей. Эти калибры имеют все свойства, особенности изготовления, настройки и т.п., характерные именно для черновых калибров. Формообразующие же калибры относят к подготовительным или предчистовым калибрам, основная задача которых – формирование предчистового профиля рельса, что определяет соответствующее место их размещения на валках прокатного стана, качество изготовления, настройки и прочие характеристики, присущие именно предчистовым калибрам.

### Блок 5. Чистовой калибр

Форма чистового калибра определяется преимущественно формой готового рельса, поэтому все разнообразие чистовых калибров ограничивается возможностями использования различного количества валков в чистовой клети и изменением мест разъема калибра. Возможные варианты выбора чистового калибра для формирования блока 5 схематично показаны в табл. 5.

Количество проходов в калибрах каждого из блоков может быть различным и определяется многими обстоятельствами – размерами заготовки, составом

Таблица 3





Таблица 5

### Таблица 4

Калибры для формирования блока 4 «Формообразующие калибры»

Table 4. Calibers for formation of the block 4 "Forming calibers"



и характеристиками стана, схемой калибровки и т.п. В известных промышленных калибровках количество проходов в каждом блоке калибров изменяется в пределах, указанных в табл. 6. При генерации общего пространства схем калибровок необходимо использовать все значения, приведенные в этой таблице, возможные по ограничениям конкретного прокатного стана.

Последовательность применения калибров в каждом блоке согласуется с целью использования блока и особенностями формоизменения при прокатке в калибрах этого блока. Для однозначного определения каждой возможной последовательности применения калибров в пределах одного блока использовали так называемую «матрицу сопряжений калибров»  $C_{ij}$ . Текущие индексы этой матрицы (*i* по горизонтали и *j* по вертикали) принимают значения кодов калибров, являющихся допустимыми для данного блока калибров и указанных в одной из табл. 2 – 5 (для соответствующего блока). Приняли, что в произвольной паре калибров индекс *i* соответствует предыдущему калибру, а индекс *j* – поКалибры для формирования блока 5 «Чистовой калибр»

 Table 5. Calibers for formation of the block 5

 "Finishing caliber"



следующему. Величина элемента матрицы  $C_{ij}$ , стоящая на пересечении *i*-го столбца и *j*-ой строки, указывает на возможность использования *j*-го калибра вслед за *i*-ым калибром. Любой элемент матрицы  $C_{ij}$  может принимать одно из значений 0 или 1. Если элемент  $C_{ij} = 0$ , то это означает невозможность использования *j*-го калибра вслед за *i*-ым, а если  $C_{ij} = 1$ , то *j*-ый калибр после *i*-го использовать можно. Матрица сопряжений калибров  $C_{ij}$ 

Таблица б

### Возможное количество проходов в блоках рельсовых калибров

Table 6. Possible number of	passes in blocks	of rail calibers
-----------------------------	------------------	------------------

Номер блока	Наименование блока	Количество
калибров	калибров	проходов в блоке
1	Вытяжные	2-6
2	Подготовительные	2-4
3	Разрезные	2, 3
4	Формообразующие	2 - 7
5	Чистовые	1

является несимметричной, т.е. не для всех элементов выполняется условие  $C_{ij} = C_{ji}$ . Например, если  $C_{ij} = 1$ , а  $C_{ji} = 0$ , то это означает, что калибр *j* (по горизонтали) может быть использован вслед за калибром *i* (по вертикали), а калибр *i* использовать вслед за калибром *j* невозможно.

В соответствии с принятой структурой генератора схем рельсовых калибровок, для каждого блока, в котором используется более одного калибра, необходимо задавать свою матрицу сопряжения калибров. Полученные матрицы имеют достаточно большие размерности (для блока 2 – 57×57 элементов, для блока 3 – 26×26 и для блока 4 – 14×14). В табл. 7, в качестве примера, приведен небольшой фрагмент матрицы  $C_{ij}$  для блока подготовительных калибров (блок 2).

Для формирования всего пространства схем рельсовых калибровок необходимо генерировать отдельные виртуальные схемы и последовательно наполнять ими это пространство. Для получения отдельных виртуальных схем калибровок разработан следующий укрупненный «Алгоритм генерации отдельной виртуальной схемы калибровки».

1. Задают очередной порядковый номер генерируемой виртуальной схемы калибровки *k*.

2. Из табл. 6 выбирается *l*-ый набор количеств проходов в каждом блоке калибров  $n_{lm}$  (где m – порядковый номер блока калибров, m = 1, 2, ..., 5). При выборе каждого *l*-го набора  $n_{lm}$  учитывают ограничения реального прокатного стана, связанные с возможностью размещения калибров на валках клетей и рациональной схемой передачи раскатов по клетям.

3. Последовательно генерируют блоки калибров в соответствии с порядковым номером блока в табл. 2. Варьирование состава калибров каждого *m*-го блока организуют как внутренний цикл для (*m* – 1)-го блока калибров, т.е. организуют последовательность из пяти вложенных циклов перебора возможных сочетаний разных калибров различных блоков.

4. При выборе состава *m*-го блока последовательно перебирают все возможные сочетания кодов калибров *i* и *j*, придавая им последовательно значения из таблиц 2 – 5. Для выявления возможности последовательного применения калибра *j* вслед за *i*, используют данные матрицы сопряжения калибров  $C_{ij}$  для *m*-го блока калибров (пример фрагмента такой матрицы приведен в табл. 7).

5. Исключается возможность использования калибров, не соответствующих основному оборудованию прокатного стана (например, при отсутствии на стане универсальных клетей, из пространства калибров исключаются трех- и четырехвалковые калибры, т.е. калибры с кодами *хх*б и *хх*7 и т.п.).

6. Каждая окончательно сформированная уникальная возможная схема рельсовой калибровки запоминается в виде однозначно установленной последовательности кодов калибров. Для упорядочения таких последовательностей кодов калибров (т.е. для упорядочения отдельных схем калибровок в пространстве схем калибровок) вполне достаточно присвоить каждой такой последовательности уникальный порядковый номер.

Приведенный выше алгоритм генерации схем калибровок представлен в самом общем виде, без привязки к конкретному прокатному стану, конкретному готовому профилю, конкретной заготовке. Поэтому невозможно предсказать общее количество N вариантов уникальных виртуальных схем калибровок, которые можно получить, используя приведенный выше генератор рельсовых калибровок или аналогичные генераторы для других профилей проката. Однако понятно, что значение N будет очень большим даже при самых жестких практических ограничениях на возможности принятия отдельных схем калибровки. Таким образом, формируется весьма общирное пространство схем калибровок, которое в соответствии с разрабатываемой концепцией [6] подлежит первой оптимизации.

В последующих статьях предполагается дальнейшее изложение отдельных аспектов общей «Концепции оптимальной калибровки». В частности, предполагается сформулировать наиболее общий список представительных показателей эффективности использования различных видов калибров и сочетаний разных калибров в конкретной калибровке. Такие показатели эффективности будут использованы в качестве аргументов целевой функции первого критерия оптимальности общей оптимизационной задачи [6], т.е. в качестве критерия оптимальности схемы калибровки.

### Выводы

Рассмотрено понятие «пространство схем калибровок валков сортопрокатного стана» как пространство, содержащее все возможные виртуальные схемы прокатки конкретного профиля на конкретном прокатном стане. Пространство схем калибровок предназначено для использования в качестве пространства первой оптимизации в рамках разрабатываемой модели оптимизации калибровок сортопрокатных валков. Пространство схем калибровок формируется из отдельных уникальных схем калибровок с использованием разработанного алгоритма, являющегося «генератором схем калибровок». В качестве примера рассмотрена структура генератора, предназначенного для построения пространства схем калибровок, используемых для прокатки железнодорожных рельсов. Использование описанного и аналогичных генераторов применительно к процессу прокатки конкретного профиля на конкретном прокатном стане позволяет получать большие по объему пространства допустимых схем калибровок. Такие пространства необходимы для последующего проведения оптимизационных процедур поиска наилучшей схемы калибровки из всех возможных.

### Таблица 7

### Фрагмент матрицы сопряжения калибров $C_{ij}$ для блока 2 «Подготовительные калибры»

### Table 7. Fragment of a matrix of calibers interface $C_{ij}$ for the block 2 "Preparatory calibers"

Код калибра	i	231	232	234	311	312	313	314
j	Пример калибра	-						
231	=	1	1	1	0	0	0	0
232		1	1	1	0	0	0	0
312		1	1	1	1	1	1	1
313		1	1	1	1	1	1	1
314	JAC.	1	1	1	1	1	1	1
317	IE	1	1	1	1	1	1	1
332		1	1	1	1	1	1	1
411		1	1	1	1	1	1	1
412		1	1	1	1	1	1	1
416		1	1	1	1	1	1	1
441	-	1	1	1	0	0	0	0
442		1	1	1	0	0	0	0
443	-	1	1	1	0	0	0	0
444		1	1	1	0	0	0	0
445		1	1	1	0	0	0	0

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Садовский В.Н. Системный подход и общая теория систем: статус, основные проблемы и перспективы развития. – М.: Наука, 1980. – 384 с.
- Месарович М., Такахара Я. Общая теория систем: математические основы / Пер. с англ. Э.Л. Наппельбаума; под ред. В.С. Емельянова. – М.: Мир, 1978. – 311с.
- Оптимизация прокатного производства / А.Н. Скороходов, П.И. Полухин, Б.М. Илюкович и др. – М.: Металлургия, 1983. – 432 с.
- Щедровицкий Г.П. Принципы и общая схема методологической организации системно-структурных исследований и разработок // Системные исследования. Методологические проблемы: Ежегодник. 1981. – М.: Наука, 1981. С. 193 – 227.
- Михайленко А.М., Шварц Д.Л. Системный подход к оптимизации калибровки сортопрокатных валков // Производство проката. 2016. № 12. С. 29 – 32.
- Михайленко А.М., Шварц Д.Л. Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Сообщение 1. Основные положения // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. № 1.С. 21 – 27.
- Михайленко А.М., Шварц Д.Л. Концепция оптимальной калибровки сортопрокатных валков. Сообщение 2. Пространство калибров // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. № 5. С. 364 – 371.
- Илюкович Б.М., Нехаев М.Е., Меркурьев С.Е. Прокатка и калибровка. Т. VI. – Днепропетровск: Дніпро-Вал, 2004. – 824 с.
- Павлов В.В., Дорофеев В.В., Пятайкин Е.М., Ерастов В.В. Разработка прогрессивных калибровок и технологий прокатки на станах Новокузнецкого металлургического комбината. – Новосибирск: Наука, 2006. – 224 с.
- Поляков В.В., Артамонова Е.А. Развитие прокатки рельсов за рубежом. Обзорная информация. – М.: Ин-т «Черметинформация», 1989. – 30 с.

- Поляков В.В., Великанов А.В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов. – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.
- Смирнов В.К., Паршин В.А., Смирнов М.В. и др. Производство рельсов с применением универсальных клетей за рубежом // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 1983. № 20. С. 28 – 39.
- Полухин П.И., Гридина Ю.В., Зарвин Е.Я. Прокатка и термообработка рельсов. – М.: Металлургиздат, 1962. – 510 с.
- Зиновьев А.В. Процесс PSP для производства средне- и крупносортных профилей и рельсов // Новости черной металлургии за рубежом. 2003. № 2. С. 69 – 72.
- Матвеев Б.Н. Современные рельсопрокатные станы // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2006. № 2. С. 40 – 43.
- 16. Свейковски У., Нерзак Т. Производство рельсов высокого качества с использованием компактных универсальных клетей и технологий RailCool // Металлургическое производство и технология (МРТ). Русское издание. 2006. № 2. С. 50 56.
- Актуальные проблемы производства рельсов / В.Е. Громов, Н.М. Кулагин, В.В. Дорофеев и др. – Новокузнецк: СибГИУ, 2001. – 260 с.
- Смирнов В.К., Шилов В.А., Инатович Ю.В. Калибровка прокатных валков: Учеб. пособие для вузов. Изд. 2-е, перераб. и допол. – М: Теплотехника, 2010. – 490 с.
- Блеха Ф. Калибровка железнодорожных рельсов // Сб. «Калибровка прокатных валков». М.: Металлургия, 1965. С. 260 272.
- Мерекин Б.В. К прокатке рельсов // Сталь. 1956. № 9. С. 803 – 805.
- Михайленко А.М., Шварц Д.Л. Блочная структура рельсовых калибровок // Производство проката. 2017. № 6. С. 16 – 20.

Поступила в редакцию 8 ноября 2017 г. После доработки 8 ноября 2017 г. Принята к публикации 25 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 15-24.

### THE CONCEPT OF OPTIMAL BAR ROLL PASS DESIGN. REPORT 3. SPACE OF ROLL PASS DESIGN SCHEMES

### A.M. Mikhailenko, D.L. Shvarts

### Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. Based on the system approach and on the experience accumulated at theoretical data, design and industrial development of bar rolling, the Chair "Metal Forming" of Ural Federal University develops the universal "Concept of optimum calibration". The general ideology of roll pass design optimization is stated in article "The concept of optimal bar roll pass design. Report 1. Basic statements". In the article "The concept of optimal bar roll pass design. Report 2. Calibers space" the structure, appointment and maintenance of the information block reflecting so-called "calibers space" are considered. According to the general concept of optimization, the following task that needs to be solved is the problem of creation of information block so-called "space of schemes of roll pass design" which will be used further as the first space of optimization. The concept "space of schemes of roll pass design of a bar-rolling mill" is considered as the space containing all possible virtual schemes of rolling of a concrete profile on the concrete rolling mill. For formation of the space of schemes of rail calibrations it is necessary to generate separate virtual schemes and to consistently fill this space with them. Thus, the space of calibrations schemes is formed of separate unique calibrations schemes. For formation of this space from separate calibers, it is offered to use the specialized algorithms which are "generators of schemes of roll pass design". As an example, the structure of the generator prepared for creation of such space for rolling of railway rails is considered. It is revealed that all known rail calibrations can be presented in the form of essentially the same block structure which is used as the central element of the schemes generator of rail calibrations. Usage of described and similar generators in relation to rolling process of a concrete profile on the concrete rolling mill allows obtaining spaces of acceptable schemes of calibrations. Such spaces are necessary for the subsequent optimizing procedures for search of the best calibration scheme from all possible calibrations. The considered approach for creation of calibrations schemes space can be used during creation of computer-aided engineering systems and optimization of calibrations of rolling rolls.

*Keywords*: bar rolling, rail, roll pass design, caliber, system analysis, optimization of roll pass design, space of roll pass design schemes.

### DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-15-24

### REFERENCES

- 1. Sadovskii V.N. *Sistemnyi podkhod i obshchaya teoriya sistem: status, osnovnye problemy i perspektivy razvitiya* [System approach and general theory of systems: status, main problems and prospects of development]. Moscow: Nauka, 1980, 384 p. (In Russ.).
- Mesarovic M.D., Takahara Yasuhiko. General systems theory: mathematical foundations. New York: Academic Press, 1975, 268 p. (Russ.ed.: Mesarovic M., Takahara Ya. Obshchaya teoriya sistem: matematicheskie osnovy. Moscow: Mir, 1978.).
- Skorokhodov A.N., Polukhin P.I., Ilyukovich B.M. etc. *Optimizatsiya prokatnogo proizvodstva* [Optimization of rolling production]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 432 p. (In Russ.).

- Shchedrovitskii G.P. Principles and general scheme of the methodological organization of system and structural research and development. In: *Sistemnye issledovaniya. Metodologicheskie problemy: Ezhegodnik 1981* [System research. Methodological problems: Yearbook 1981]. Moscow: Nauka, 1981, pp. 193-227. (In Russ.).
- Mikhailenko A.M., Shvarts D.L. System approach to optimization of rolls design. *Proizvodstvo prokata*. 2016, no. 12, pp. 29–32. (In Russ.).
- Mikhailenko A.M., Shvarts D.L. The concept of optimal bar roll design. Report 1. Basic provisions. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Chernaya Metallurgiya*. 2018, no. 1, pp. 21–27.
- Mikhailenko A.M., Shvarts D.L. The concept of optimal bar roll design. Report 2. Calibers space. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Za*vedenij. Chernaya Metallurgiya. 2018, no. 5, pp. 364–371.
- Ilyukovich B.M., Nekhaev M.E., Merkur'ev S.E. *Prokatka i kalibrovka* [Rolling and rolls design]. Ilyukovich B.M. ed. Vol. 4. Dnepropetrovsk: Dnipro-VAL, 2002, 824 p. (In Russ.).
- **9.** Pavlov V.V., Dorofeev V.V., Pyataikin E.M., Erastov V.V. *Raz-rabotka progressivnykh kalibrovok i tekhnologii prokatki na stanakh Novokuznetskogo metallurgicheskogo kombinata* [Development of progressive pass design and technologies of rolling on the mills of Novokuznetsk Metallurgical Plant]. Novosibirsk: Nauka, 2006, 224 p. (In Russ.)
- Polyakov V.V., Artamonova E.A. Razvitie prokatki rel'sov za rubezhom. Obzor: inform. [Development of rails rolling abroad. Review]. Moscow: In-t "Chermetinformatsiya". 1989, 30 p. (In Russ.).
- Polyakov V.V., Velikanov A.V. Osnovy tekhnologii proizvodstva zheleznodorozhnykh rel'sov [Basics of production technology of railway rails]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 416 p. (In Russ.).
- Smirnov V.K., Parshin V.A., Smirnov M.V. etc. Production of rails with application of universal stand abroad. *Chernaya metallurgiya: Byull. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 1983, no. 20, pp. 28–39. (In Russ.).
- Polukhin P.I., Gridina Yu.V., Zarvin E.Ya. *Prokatka i termoobrabotka rel sov* [Rolling and heat treatment of rails]. Moscow: Metallurgizdat, 1962, 510 p.

- 14. Zinov'ev A.V. PSP process for production middle- and large sectional bars and rails. *Novosti chernoi metallurgii za rubezhom*. 2003, no. 2, pp. 69–72. (In Russ.).
- Matveev B.N. Modern rail-rolling mills. *Chernaya metallurgiya. Byul. in-ta "Chermetinformatsiya"*. 2006, no. 2, pp. 40–43. (In Russ.).
- Sveikovski U., Nerzak T. Production of quality rails using of compact universal stands and Rail Cool technologies. *Metallurgicheskoe* proizvodstvo i tekhnologiya (MRT). Russkoe izdanie. 2006, no. 2, pp. 50–56. (In Russ.).
- Gromov V.E., Kulagin N.M., Dorofeev V.V. etc. *Aktual 'nye problemy proizvodstva rel'sov: monografiya* [Current problems of rails production: Monograph]. Novokuznetsk: SibGIU, 2001, 260 p. (In Russ.).
- Smirnov V.K., Shilov V.A., Inatovich Yu.V. Kalibrovka prokatnykh valkov [Rolls design]. Moscow: Teplotekhnik, 2010, 490 p. (In Russ.).
- Blekha F. Calibration of railway rails. In: *Kalibrovka prokatnykh valkov: sb. tr.* [Rolls design: Coll. of Sci. Papers]. Moscow: Metallurgiya, 1965, pp. 260–272. (In Russ.).
- **20.** Merekin B.V. Rolling of rails. *Stal*', 1956, no. 9, pp. 803–805. (In Russ.).
- 21. Mikhailenko A.M., Shvarts D.L. Block structure of rail calibrations. *Proizvodstvo prokata*. 2017, no. 6, pp. 16–20. (In Russ.).

#### Information about the authors:

**A.M. Mikhailenko**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming"

**D.L. Shvarts,** Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Metal Forming" (sdl190977@mail.ru)

Received November 8, 2017 Revised November 8, 2017 Accepted December 25, 2018 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 25 – 33. © 2019. Скуднов В.А., Сафронов А.С., Хлыбов А.А.

УДК:669.017::539.375:620.92.7

### ОЦЕНКА СТРУКТУРНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ПРЕДЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ К СРОКУ ЭКСПЛУАТАЦИИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ С ПОМОЩЬЮ КОМПЛЕКСНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ РАЗРУШЕНИЯ СИНЕРГЕТИКИ

*Скуднов В.А.*<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры «Металловедение, термическая и пластическая обработка металлов»

Сафронов А.С.<sup>2</sup>, главный сварщик (safronov\_ne@mail.ru) Хлыбов А.А.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Материаловедение, технологии материалов и термическая обработка металлов»

<sup>1</sup> Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева (603022, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24) <sup>2</sup> AO «Транснефть – Подводсервис» (603152, Россия, Нижний Новгород, ул. Ларина, 19-А)

Аннотация. Представлен обзор существующих известных гипотез и теорий, описывающих предельное состояние металла. Даны описания процессам, происходящим в металлах при приложенном напряжении (нагрузки). Описаны фазы процесса разрушения в структуре деформированного поликристалла. Представлено уравнение, связывающее предельную деформацию металла до разрушения со всеми характеристиками, определяющими его предельное состояние. Показаны уравнения комплексных двух и трех параметрических энергетических критериев разрушения, таких как энергоемкость, а также критерии зарождения трещин, распространения трещин, хрупкости и масштаба. Критерии разрушения могут быть применены для оценки качества структур и работоспособности металлов при эксплуатации магистральных трубопроводов. В качестве примера рассмотрен расчет критериев разрушения для конкретных образцов из стали Х70, отобранных из аварийных труб, бывших в эксплуатации 20 и 24 года, а также действующего магистрального трубопровода, бывшего в эксплуатации 5 лет. Выполнен сравнительный анализ значений комплексных критериев разрушения магистральных трубопроводов из стали Х70 после различного срока эксплуатации. Механические (прочностные) характеристика стали Х70 магистральных трубопроводов в процессе эксплуатации (после 5, 20 и 24 лет эксплуатации) практически не изменились. Изменение характеристик, определяемых по критериям разрушения, направлены в сторону их снижения от 21 до 48,5 %, причем наибольшее изменение наблюдается у критерия распространения трещин и у критерия хрупкости. Показана одинаковая природа зарождения трещин для всех классов сталей, лежащая на мезоуровне. Под действием эксплуатационных нагрузок энергоемкость, т.е. способность металла противостоять любым нагрузкам с увеличением срока эксплуатации, значительно снижается, что подтверждается изменением рассмотренных критериев разрушения. Показано, что критерии разрушения могут быть использованы для прогнозирования работоспособности сталей трубопроводов после длительной эксплуатации.

*Ключевые слова*: предельное состояние металлов, предельная деформация до разрушения, релаксация внутренних напряжений, энергоемкость, энергетические критерии разрушения, критерий зарождения трещин, критерий распространения трещин, критерий хрупкости, критерий масштаба.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-25-33

Одной из важнейших задач современной промышленности является улучшение качества продукции, повышение ее работоспособности и безотказности [1 - 4]. Наиболее распространенными стандартными характеристиками, применяемыми для оценки качества металлических материалов, являются механические свойства при статическом растяжении ( $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ ) по ГОСТ 1497. Однако этих показателей оказывается недостаточно для диагностики характеристик предельного состояния металлов (ПСМ).

До конца XX в. вопрос о первичности деформации или разрушения при достижении ПСМ являлся предметом изучения. Были предложены известные гипотезы и теории ПСМ, подтверждающие ту или иную точку зрения.

Ниже приведены некоторые прогрессивные взгляды ученых на проблему.

• Академик РАН В.И. Архаров в работе «Мезоскопические явления в твердых телах» высказал мысль: «Диаграмма деформации должна давать все сведения о материале» [5].

• Профессор А.В. Степанов в статье «Роль деформации в процессе разрушения твердых тел» показал, что «Разрушить поликристаллическое тело без пластической деформации невозможно» [6].

• Профессор В.И. Владимиров в 80-х годах прошлого века показал, что оба процесса «деформация – разрушение» идут одновременно с момента приложения нагрузки до ее окончания [7]. Эти процессы разделять нельзя.

 Академик РАН Журков С.Н. предложил кинетическую теорию прочности [8], в которой показал, что при постоянной нагрузке произведение времени до разрушения  $\tau_p$  на скорость пластической деформации  $V_p$  есть величина постоянная и равна показателю пластичности  $\psi$ , т.е. предельной деформации до разрушения  $\epsilon^{npeq}$ :

$$\tau_{\rm p} V_{\rm p} = {\rm const} = \psi = \varepsilon^{\rm npeg}.$$
 (1)

• Профессор Л.Д. Соколов в 1961 г. высказал идею, что поведение конечной точки диаграммы деформации (т.е. предельной деформации) должно отражать закономерности поведения предельного состояния металлов.

• Академик РАН В.С. Иванова в работах [9, 10] по-казала, что

$$F = \Delta^{1/m},\tag{2}$$

где F – функция, отражающая поведение (выживание, адаптацию, приспособление, деформацию до разрушения) любой металлической системы;  $\Delta$  – степень искажения структуры, лидер-дефектом которой в конструкционных деформируемых сталях является плотность дислокаций  $\rho_{\pi}$  (фактор дефектности); m – показатель, учитывающий факторы состояния системы (силовой, временной, энергетический).

При приложении нагрузки в металлах одновременно протекают два процесса: пластическая деформация и разрушение, которые должны характеризоваться самостоятельными показателями – сопротивлением деформации о и сопротивлением разрушению *S*, которые преодолеваются одной и той же приложенной нагрузкой (рис. 1). Левая часть рисунка служит для расчетов стандартных механических свойств ( $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ ), а правая часть должна служить для расчетов критериев разрушения ( $K_{3T}$ ,  $K_{pT}$ ,  $K_{xp}$ ,  $K_{M}$ ). При равном приложенном напряжении получим:  $\sigma_T = S_T$  (предел текучести равен сопротивлению начала разрушению);  $\sigma_k = S_k$  (напряжение при истинном пределе прочности  $\sigma_k$  равно сопротивлению разрушения  $S_k$  в конечной точке диаграммы).

В теории дислокаций показано, что величины напряжений о, деформаций є и разрыхления є<sub>лу</sub> могут



 $S_{\rm H}$ 

Рис. 1. Диаграмма деформации металла в координатах «истинное напряжение  $\sigma$  – истинная деформация  $\varepsilon^{npen}$ » (*a*); диаграмма разрушения металлов «сопротивление разрушению S – степень разрыхления  $\varepsilon_{px}$ » ( $\delta$ )

Fig. 1. Diagram of metal deformation in coordinates "true stress  $\sigma$  – true deformation  $\varepsilon^{\text{npeq."}}(a)$ ; diagram of metal fracture "fracture strength *S* – opening degree  $\varepsilon_{\sigma x}$ " ( $\delta$ ) быть выражены через модуль сдвига G, коэффициент  $\alpha$ , плотность дислокаций  $\rho_{\alpha}$ , вектор Бюргерса b, длину пробега дислокации  $l_{\alpha}$  следующими формулами:

$$\sigma = \alpha G b \sqrt{\rho_{\pi}}; \qquad (3)$$

$$\varepsilon = b l_{\pi} \rho_{\pi}; \tag{4}$$

$$\varepsilon_{\rm px} = \frac{3}{2} \rho_{\rm g} b^2. \tag{5}$$

Во всех формулах плотность дислокаций является основным фактором напряжения, деформации и разрыхления (разрушения).

Обобщив многочисленные экспериментальные данные по пластичности металлов разной чистоты, а также экспериментальные данные по сталям и сплавам в работах [11 – 15], было получено монофункциональное уравнение связи предельной деформации металла (ПДМ) до разрушения со всеми факторами ПСМ в следующем виде:

$$\varepsilon_{\text{пред}} = \ln \left( \frac{\rho_{m0}}{\rho_{mk}} \right)^{1/m}, \qquad (6)$$

где  $\rho_{m0}$ ,  $\rho_{mk}$  – исходная и конечная (критическая в момент разрушения) плотность металла, их соотношение соответствует величине  $\Delta$  в уравнении (2); *m* – показатель степени, равный

$$m = \left(\frac{\text{HB}}{\sigma_T} - 2\right) \exp(\alpha \Pi) \varepsilon_{\text{px}} - \frac{V_{\text{pen}}}{V_{\text{ne}\phi}}, \quad (7)$$

где HB – твердость сталей, которая зависит от структурно-энергетического состояния (химического и фазового состава, величины зерна, вида и режима термообработки и пр.) и изменяется от 900 до 6000 МПа;  $\sigma_T$  – предел текучести железа, принятый равным 300 МПа; П – показатель напряженного состояния, равный

$$\Pi = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_T}; \tag{8}$$

$$\varepsilon_{\rm px} = \frac{\rho_{m0}}{\rho_{mk}};\tag{9}$$

 $V_{\rm pen}$  – относительная скорость релаксации внутренних напряжений, определяется экспериментально [16];  $V_{\rm дe\phi}$  – скорость нагружения, наблюдаемая при эксплуатации.

Повреждения металла могут происходить на всех уровнях строения материи (электронном, нано-, субмикро-, микро-, мезо-, макроуровнях), поэтому их закономерности имеют синергетическую природу (усиливаются от взаимодействия) [17 – 19].

σ,

 $\sigma_{7}$ 

На рис. 2 представлены следующие фазы в структуре поликристалла:

I – кристаллическая фаза, которая контролирует сопротивление началу пластической деформации через  $\sigma_T$ и разрушения через  $S_T$  (которые равны);

2 – полосы скольжения с дислокациями, микротрещинами – квазиаморфная фаза, сопротивление деформации и разрушения в которой контролируется предельной энергоемкостью  $W_c$ ;

3 – вязкие зоны перед трещинами с энергоемкостью  $W_{\rm c}^{\rm крит}$ , составляющей часть общей энергоемкости тела  $W_{\rm c}^{\rm крит} = (0.25 \div 0.75) W_{\rm c}$ ;

4 — микротрещины или дефектная фаза, в которой сопротивление распространению трещины контролируется вязкостью разрушения  $K_c$ , которая пропорциональна  $W_c^{\text{крит}}$  перед трещиной.

Цель работы заключалась в оценке структурной чувствительности предельной деформации трубной стали X70, имеющей разные сроки эксплуатации и различное поврежденное состояние, по механическим свойствам и новым комплексным энергетическим критериям разрушения. Критерии разработаны в концепции современного естествознания – синергетике, изучающей термодинамику неравновесного состояния структур и иерархию подчиненности разрушения сложных систем [20 – 22], к которым относятся структуры всех конструкционных сталей.

В металлах процессы пластической деформации и разрушения протекают при приложении нагрузки одновременно с взаимным влиянием друг на друга. Носителем и показателем связи указанных процессов в конструкционных сталях являются дислокации, обеспечивающие устойчивость структуры под напряжением [23, 24].

Деформация и разрушение связаны показателем разрыхления (повреждаемости). Механические показатели служат для оценки первичной стадии пластической деформациии упрочнения, а новые критерии разрушения (параметры поврежденности) – для оценки степени деградации (разрыхления) и работоспособности. В качестве последних предложены следующие выражения комплексных двух и трех параметрических энергетических критериев разрушения.

• Энергоемкость  $W_c$  [9, 10, 27] (МДж/м<sup>3</sup>) – показатель структурно-энергетического состояния материалов, который определяется по формуле

$$W_{\rm c} = 0,5(\sigma_T + \sigma_{\kappa})\varepsilon^{\rm npeg} = 0,5(S_T + S_{\kappa})\varepsilon^{\rm npeg}, \quad (10)$$

где  $\sigma_T$  – сопротивление началу пластической деформации (предел текучести), равное  $S_T$  – сопротивлению начала разрушения;  $\sigma_{\kappa}$  – истинный предел прочности, равный сопротивлению разрушения  $S_k$  в конечной точке диаграммы растяжения;  $\varepsilon^{\text{пред}}$  (или  $\psi$  или  $\delta$ ) – истинная предельная деформация (до разрушения) при растяжении, равная



Рис. 2. Фазы в деформированном зерне поликристалла (описание в тексте)

Fig. 2. Phases in deformed grain of polycrystal (description in text)

$$\varepsilon^{\text{пред}} = \ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right),\tag{11}$$

где  $\psi$  – относительное сужение (для пластичных материалов),

$$\varepsilon^{\text{пред}} = \ln(1+\delta), \qquad (12)$$

где  $\delta-$ относительное удлинение (для хрупких материалов).

В формулу (10) для расчета энергоемкости входят значения предела текучести, сопротивления разрушению, предельной деформации и упрочняемость, влияющие на закономерности работоспособности материалов.

• Критерий зарождения трещин  $K_{_{3T}}$  [11, 12] (величина безразмерная) – характеристика, количественно определяющая способность материала сопротивляться возникновению трещин при деформации:

$$K_{\rm sr} = \frac{W_{\rm c}}{S_T},\tag{13}$$

причем чем выше значения  $K_{_{3T}}$ , тем труднее зарождаются трещины и тем надежнее материал.

• Критерий распространения трещин *K*<sub>рт</sub> [11, 12] (МДж/м<sup>3</sup>) или (МПа) – характеристика, количественно определяющая способность материала сопротивляться свободному движению трещин при деформации в условиях достижений критического напряженного состояния:

$$K_{\rm pr} = W_{\rm ckp} \sigma_T, \tag{14}$$

где  $W_{\rm ckp}$  – критическая величина предельной удельной энергии деформации перед вершиной трещины,

которая определяется при критическом напряженном состоянии (трехосном напряжении), когда энергия деформации, затраченная на пластическую деформацию, равна энергии, идущей на упругое искажение объема перед трещиной.

Согласно анализу многочисленных экспериментальных данных,  $W_{ckp} = (0,75 \div 0,50) W_c$  [12] для пластичных сталей в зависимости от уровня предельной деформации. Показатель выбирается в месте перегиба диаграмм предельной пластичности при критическом напряженном состоянии, равном 2,41 при коэффициенте Пуассона сплавов железа 0,28.

Чем выше значения  $K_{pr}$ , тем труднее в материале распространяются трещины.

• Критерий хрупкости  $K_{xp}$  [11, 12] (МДж/м<sup>3</sup>)<sup>2</sup> или (МПа)<sup>2</sup> – характеристика, количественно раскрывающая понятие «хрупкость» по соотношению критериев зарождения и распространения трещин:

$$K_{\rm xp} = \frac{K_{\rm pr}^2}{K_{\rm sr}S_T} = \frac{K_{\rm pr}^2}{K_{\rm sr}\sigma_T},$$
 (15)

причем чем выше  $K_{\rm xp}$ , тем сильнее критерий распространения трещины превышает критерий зарождения трещин, и тем лучше металл противостоит хрупкости.

• Критерий масштаба  $K_{\rm M}$  (безразмерная величина) учитывает влияние размера трубы по отношению к размеру образца и оценивает чувствительность материала к масштабу изделия по соотношению упругих констант  $(e_{xx}$  – упругие константы) материала к комплексу хрупкости  $K_{xn}$ :

$$K_{\rm M} = \frac{e_{\rm xx}}{K_{\rm xp}},\tag{16}$$

где  $e_{xx} = \frac{EW_{c \kappa p}^2}{(1+\nu)(1-2\nu)}$ , *Е* и  $\nu$  – модуль Юнга и коэффи-

циент Пуассона материала соответственно.

Чем выше критерий  $K_{\rm M}$ , тем лучше материал противостоит увеличению масштаба реального изделия (для магистральных трубопроводов используют трубы диаметром от 219 до 1420 мм).

В зависимости от степени повреждаемости структуры сталей коррозией, вибрацией (при усталости), концентраторов напряжения вокруг поверхностных и внутренних дефектов, величина  $W_{\rm скр}$  снижается, следовательно, снижается  $K_{\rm xp}$  и срок эксплуатации магистральных трубопроводов.

Рассмотрим использование критериев разрушения для образцов из стали X70. Образцы были вырезаны из труб размером 1420×16,5 мм [26, 27] после различных сроков эксплуатации.

Механические свойства металла труб марки X70 в исходном состоянии определим по нормативному документу ОАО «АК «Транснефть» [25]:  $\sigma_{_{\rm B}} = 610$  МПа;  $\sigma_{_{0,2}} = 460$  МПа;  $\psi = 0,60$ , при которых значения критериев разрушения составили:  $W_c = 737,6 \text{ (МДж/м}^3);$  $K_{3T} = 1,604; K_{DT} = 16,97 \text{ (МДж/м}^3)^2; K_{XD} = 3,903 \text{ (МДж/м}^3]^2.$ 

С целью идентификации марки металла труб по регламентированным характеристикам проводили испытание образцов на растяжение на установке МР-100. Было изготовлено 12 поперечных образцов трубы с параметрами 1420×16,5 мм. Механические характеристики приведены в табл. 1. В табл. 2 показаны численные значения критериев разрушения.

Поперечные образцы, обозначенные как 21÷32 (исходные номера такие же) были отобраны из аварийных труб: 21÷24, Пунга – Ухта – Грязовец, авария 17.08.2000 г., 535 км, 20 лет эксплуатации; 25÷28, Ухта – Торжок-3, авария 23.02.2000 г., 1116 км, 24 года эксплуатации и действующих труб; 29÷32, СРТО – Торжок, 5 лет эксплуатации, 116,7 км.

Анализ табл. 1, 2 показал изменение механических свойств и критериев разрушения.

После 5 лет эксплуатации:

$\sigma_{\rm B} = 625 - 610 = 15 \mathrm{M}\Pi\mathrm{a}$	Разброс ≈ 2,4 %
HB = 1838 - 1794 = 44	Разброс $\approx$ 2,4 %
W <sub>c</sub> = 806 − 1193,6 = −387,6 МДж/м <sup>3</sup>	Разброс $\approx$ 32,0 %
$K_{\rm st} = 2,105 - 1,663 = 0,442$	Разброс $\approx$ 21,0 %
$K_{\rm pr} = 33,84 - 19,92 = 13,92 \; (MДж/м^3)^2$	Разброс $\approx$ 41,0 %
$K_{xn} = 9,55 - 4,92 = 4,63 \ (MДж/м^3)^3$	Разброс $\approx$ 48,5 %

Видно, что после пяти лет эксплуатации механические характеристики практически не изменились и лежат в пределах разброса экспериментальных данных. Изменения критериев разрушения направлены в сторону их снижения и составляют от 21 до 48,5 %, причем наибольшее изменение наблюдается у критерия распространения трещины и, соответственно, у критерия хрупкости.

После 20 лет эксплуатации:

$\sigma_{_{\rm B}} = 584 - 557 = 27 \ {\rm M}\Pi{\rm a}$	Разброс $\approx$ 4,6 %
HB = 1718 - 1638 = 80	Разброс $\approx$ 4,6 %
W <sub>c</sub> = 907,8 − 488,5 = 419,3 МДж/м <sup>3</sup>	Разброс $\approx 46 \%$
$K_{_{3T}} = 1,876 - 1,186 = 0,687$	Разброс $\approx 36 \%$
$K_{\rm pr} = 21,97 - 10,06 = 13,92 \; (MДж/м^3)^2$	Разброс $\approx 54 \%$
$K_{xp} = 5,317 - 2,073 = 4,63 \ (MДж/м^3)^3$	Разброс $\approx 61 \%$

После 24 лет эксплуатации:

$\sigma_{_{\rm B}} = 632 - 620 = 12 \text{ M}\Pi a$	Разброс $\approx$ 1,9 %
HB = 1859 - 1824 = 35	Разброс $\approx$ 1,9 %
W <sub>c</sub> = 744,6 − 275 = 469,6 МДж/м <sup>3</sup>	Разброс $\approx$ 63,0 %
$K_{\rm st} = 1,519 - 0,585 = 0,934$	Разброс $\approx$ 61,0 %
$K_{\rm pr} = 21,97 - 10,06 = 11,91 \; (MДж/м^3)^2$	Разброс $\approx$ 54,0 %
$K_{\rm xp} = 4,469 - 1,74 = 2,729  (MДж/м^3)^3$	Разброс ≈ 61,0 %

Видно, что после 24 лет эксплуатации разброс значений показателей прочности практически также не

### Результаты испытания на растяжение образцов 21 ÷ 32 основного металла труб (в числителе вычисленное значение, в знаменателе округленное согласно ГОСТ 1497 – 84)\*

Место отбора образца	Обозначение образца	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	$\sigma_{_{0,2}}/\sigma_{_{\rm B}}$	δ, %	ψ, %	<i>E</i> , ГПа при корреляции <i>r</i>	σ <sub>в</sub> δ, МДж/м <sup>3</sup>
	29	<u>625</u> 630	<u>567</u> 570	0,91	<u>22,1</u> 22,0	<u>65,8</u> 69,0	2,14 0,98	138,1
СРТО – Торжок,	30	<u>628</u> 630	<u>550</u> 550	0,88	<u>19,3</u> 19,0	<u>60,4</u> 60,0	2,20 0,99	121,2
116, / км, 5 лет	31	<u>637</u> 640	<u>507</u> 510	0,80	<u>21,0</u> 21,0	<u>60,4</u> 60,0	2,27 0,98	133,8
	32	<u>610</u> 610	<u>494</u> 500	0,81	<u>24,0</u> 24,0	<u>60,4</u> 60,0	2,08 0,99	146,4
Пунга – Ухта – Грязовец,	21	<u>584</u> 580	<u>412</u> 410	0,71	<u>24,0</u> 24,0	<u>53,1</u> 53,0	1,82 0,99	140,0
	22	<u>582</u> 580	<u>486</u> 490	0,84	<u>25,2</u> 25,0	<u>56,4</u> 56,0	2,17 0,99	146,7
20 лет	23	<u>572</u> 570	<u>398</u> 400	0,70	<u>23,6</u> 24,0	<u>57,4</u> 58,0	1,99 0,98	135,0
	24	<u>557</u> 650	$\frac{484}{480}$	0,87	<u>27,7</u> 28,0	<u>63,4</u> 63,0	2,26 0,97	154,3
Ухта – Торжок-3, авария 23.02.2000 г., 1116 км, 24 года	25	<u>625</u> 630	<u>512</u> 510	0,82	<u>13,7</u> 14,0	<u>36,5</u> 37,0	1,95 0,99	85,6
	26	<u>620</u> 620	<u>503</u> 500	0,81	<u>15,7</u> 16,0	<u>35,0</u> 36,0	2,13 0,99	97,3
	27	<u>623</u> 620	<u>490</u> 490	0,79	<u>20,7</u> 21,0	<u>58,8</u> 59,0	2,15 0,98	129,0
	28	<u>632</u> 630	<u>492</u> 490	0,78	<u>7,0</u> 7,0	<u>36,9</u> 37,0	2,19 0,98	44,2

Table 1. Tensile test results of  $32 \div 21$  samples of pipes basic metal (calculated value is in the numerator and denominator is rounded off in accordance with GOST 1497-84)

\* Исходные данные «Испытание поперечных образцов труб на статическое растяжение» представлены Ухтинским государственным техническим университетом, исполнители: д.т.н., профессор Андронов И.Н., к.ф-м.н, доцент Богданов Н.П.

изменился, тогда как разброс значений критериев разрушения увеличился до 54 – 63 %. С увеличением срока эксплуатации трубопровода разброс данных увеличивается.

Общий анализ данных, табл. 1, 2 показал следуюшее.

• Значения предела прочности и твердости:

 слабо чувствительны к сроку службы изделия в пределах от 4 до 24 лет;

- после 20 лет эксплуатации о, и НВ имеют значения на 15 % ниже, чем после 5 лет эксплуатации;

 – после 24 лет эксплуатации о<sub>в</sub> и НВ имеют значения на 20 % ниже, чем после 5 лет эксплуатации;

- не являются критериями оценки работоспособности и долговечности трубных сталей и служат только для выбора уровня механических свойств поставляемых материалов из-за малой чувствительности прочностных характеристик к процессам, протекающим в металле труб.

• Значения энергетических коэффициентов  $K_{_{3T}}, K_{_{DT}}$ , *K*<sub>хр</sub> оказались очень чувствительными к сроку эксплуатации трубопроводов.

• Общее снижение синергетических характеристик разрушения составило, по сравнению с пятилетним сроком эксплуатации, по показателю энергоемкости:

- снижение 
$$W_{\rm c} = \frac{W_{\rm c}(\text{после 5 лет})}{W_{\rm c}(\text{после 20 лет})} = 1,4$$
 раза;

- снижение 
$$W_{\rm c} = \frac{W_{\rm c} (\text{после 20 лет})}{W_{\rm c} (\text{после 24 лет})} = 1,6$$
 раза;

- снижение 
$$W_{\rm c} = \frac{W_{\rm c} (\text{после 5 лет})}{W_{\rm c} (\text{после 24 лет})} = 2,3$$
 раза

### Таблица 2

### Критерии разрушения трубных сталей после различных сроков эксплуатации

Место отбора образца	Обозначение образца	σ <sub>в</sub> , МПа	HB	<i>W</i> <sub>c</sub> , МДж/м <sup>3</sup>	<i>К</i> <sub>3т</sub>	<i>К</i> <sub>рт</sub> , (МДж/м <sup>3</sup> ) <sup>2</sup> ·10 <sup>6</sup>	<i>К</i> <sub>хр</sub> , (МДж/м <sup>3</sup> ) <sup>3</sup> ·10 <sup>9</sup>
	29	625	1838	1193,6	2,105	33,84	9,593
СРТО – Торжок,	30	628	1847	898	1,633	24,7	6,791
110,7 км, 5 лет	31	637	1874	827,8	1,633	20,99	5,32
5 5101	32	610	1794	806,6	1,633	19,92	4,921
	21	584	1718	488,5	1,186	10,06	2,073
Пунга – Ухта – Грязовец,	22	582	1712	664,4	1,367	16,14	3,923
авария 17.08.2000 г., 555 км 20 лет	23	572	1682	568,4	1,428	11,31	2,251
	24	557	1638	907,8	1,876	21,97	5,317
	25	625	1838	299,3	0,585	7,66	1,962
Ухта – Торжок-3,	26	620	1824	275	0,547	6,92	1,74
авария 23.02.2000 г., 1116 км, 24 года	27	623	1832	744,6	1,519	18,24	4,469
	28	632	1859	292,8	0,595	7,2	1,772

Table 2. Criteria of pipe steel fracture after different operation periods

– снижение 
$$W_{\rm c} = \frac{W_{\rm c}}{W_{\rm c}} ($$
после 24 лет $) = 1,8$  раза.

Интенсивное снижение энергоемкости труб происходит в течении всего срока эксплуатации. Для сравнения в последней строке приводятся данные, где рассматриваются образцы, вырезанные из труб, находящихся на складе.

На рис. 3 представлена новая диаграмма структурно-энергетического состояния стали X70 в координатах «энергоемкость – твердость» после различных сроков эксплуатации.

Из данных рис. 3 и табл. 1, 2 видно, что твердость стали секций трубопроводов «Ухта – Торжок-3» (24 года) и «СРТО – Торжок» (5,5 лет) с течением времени не изменилась и равна приблизительно 1830 НВ, тогда как синергетические критерии оказались очень чувствительны к сроку службы трубопровода из-за снижения энергоемкости по причине уменьшения их предельной пластичности.

На рис. 4 приведен единый график снижения критерия зарождения трещин  $K_{3T}$  трубных стали после 5, 20, 24 лет эксплуатации в зависимости от уровня относительного сужения, который носит монотонный характер.

Для сравнения на рис. 5 приведен аналогичный график снижения критерия зарождения трещин  $K_{\rm 3r}$  для сталей различных марок перлитного, перлитно-мартенситного, мартенситного и мартенситно-ферритного классов [8] в зависимости от относительного сужения, который носит такой же монотонный характер: при одинаковой величине относительного сужения значение критерия зарождения трещин всех представленных сталей является одинаковым. Это указывает на то, что природа зарождения трещин одинакова для всех классов сталей и лежит на мезоуровне, на котором неоднородность деформации находится на максимальном уровне по числу концентратов напряжений.



RD-23.040.00-KTN-115-11



Рис. 4. Зависимость критерия зарождения трещин K<sub>зт</sub> от относительного сужения трубных сталей после 5, 20, 24 лет эксплуатации: ■ – Пунга – Ухта – Грязовец, 1420×16,5, Харцизский трубный завод, Х70, авария 17.08.2000 г., 535 км, 20 лет; ▲ – Ухта – Торжок-3, 1420×16,5, Италия, Х70, авария 23.02.2000 г., 1116 км, 24 года; ◆ – СРТО – Торжок, 1420×16,5, Харцизский трубный завод, Х70, безаварийный участок, 5,5 лет; ● – характеристики стали Х70 согласно РД-23.040.00-КТН-115-11



График на рис. 5 должен служить основанием для выбора требуемой марки стали труб, обеспечивающей более длительный срок службы.

**Выводы.** Под действием эксплуатационных нагрузок энергоемкость, т.е. способность металла противостоять любым нагрузкам (а, следовательно, разрушению) с увеличением срока эксплуатации значительно снижается.

Зная предельные значения синергетических критериев разрушения  $W_c, K_{\rm sr}, K_{\rm pr}, K_{\rm xp}, K_{\rm M}$ , можно прогнозировать работоспособность сталей трубопроводов путем сравнения их с расчетными показателями.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Эфрон Л.И. Материаловедение в большой металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
- Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении: Учеб. пособие. – В 2-х томах. Т. 1. Стали и чугуны / М.А. Филиппов, В.Г. Бараз, М.А. Гервасьев, М.М. Розенбаум. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. – 232 с.



Рис. 5. Зависимость критерия зарождения трещин  $K_{\rm 3rr}$  от относительного сужения трубных сталей после 5, 20, 24 лет эксплуатации и сталей различных марок перлитного, перлитно-мартенситного,

мартенситного и мартенситно-ферритного классов: – Пунга – Ухта – Грязовец, 1420×16,5, Харцизский трубный завод, Х70, авария 17.08.2000 г., 535 км, 20 лет;

– характеристики стали X70 согласно РД-23.040.00-КТН-115-11;
 × – значения параметров состояния для различных марок стали

Fig. 5. Crack nucleation criterion  $K_{_{3T}}$  dependence on contraction after 5, 20, 24 years of operation of pipe steels and steels or different brands:

- pearlite, pearlite-martensite, martensite, martensite-ferritic: – Punga – Ukhta – Gryazovets, 1420×16.5, Khartsyzsk Pipe Plant,
- X70, accident 08/17/2000, 535 km, 20 years; ▲ – Ukhta – Torzhok-3, 1420×16.5, Italy, X70, accident of

RD-23.040.00-KTN-115-11 X – state parameters for various steel grades

- Куманин В.И., Соколова М.Л., Лунева С.В. Развитие повреждаемости в металлических материалах // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. № 4. С. 2 – 6.
- Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. – М.: Машиностроение, 1981. – 272 с.
- Архаров В.И. Мезоскопические явления в твердых телах // Проблемы современной физики: Сб. статей к 100- летию со дня рождения А.Ф. Иоффе. – Л.: Наука, 1980. С. 384 – 409.
- Степанов В.А. Роль деформации в процессе разрушения твердых тел // Проблемы прочности и пластичности металлов: Сб. науч. тр. ЛТФИ. – Л.: Наука, 1979. С.10 – 26.
- Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
- 8. Журков С.Н. Кинетическая теория прочности // Журнал технической физики. 1958. Т. 28. С. 17 19.

- Синергетика и фракталы в материаловедении / В.С. Иванова, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксогоев. М.: Наука и жизнь, 1994. 383 с.
- Иванова В.С. Концепция Л. Жильмо предельной удельной энергии деформации с позиции синергетики // Известия АН ССР. Металлы. 1989. № 5. С. 179 – 179.
- Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов. – М.: Металлургия, 1989. – 187 с.
- Скуднов В.А. Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушении: Учеб. пособие. – Н. Новгород: НГТУ им Р.Е. Алексеева, 2011. – 198 с.
- Скуднов В.А. Определение величины работоспособности материалов (сталей) деталей машин: Метод. указания для выполнения лабор. и науч.-исслед. работ студентами, магистрантами и аспирантами спец. 110500. – Н.Новгород: НГТУ, 2002. – 14 с.
- Скуднов В.А., Богашев Ф.А. Закономерности изменения плотности металлов при ОМД // Изв. вуз. Черная металлургия. 1986. № 8. С. 38 – 45.
- Скуднов В.А. Закономерности поведения энергоемкости металлов и новые энергетические критерии разрушения // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 1. С. 52 – 55.
- 16. Борздыка А.М., Гецов Л.Б. Релаксация напряжений в металлах и сплавах. Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Металургия, 1978. – 256 с.
- Маслов Л.И., Замолодчиков О.Г. Кунавин С.А. Использование параметров микрорельефа разрушения для оценки работоспособности конструктивных материалов / Известия АН ССР. Металлы. 1982. № 1. С. 196 – 201.
- Тот Л., Ромвари П. Применение концепции удельной работы разрушения для оценки циклической трещиностойкости сталей // Проблемы прочности. 1986. № 1. С. 38 – 45.

- Бетехин В.И. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел. Сообщение 1, 2 // Проблемы прочности. 1979. № 7. С. 38 45; 1979. № 8. С. 51 57.
- 20. Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов / Под ред. Б.В. Будзуляка, А.Д. Седых, В.Н. Чувильдеева. Н.Нов-город: Университетская книга, 2006. 220 с.
- Новиков И.И. Термодинамические аспекты пластической деформации и разрушения металлов // Физико-механические и теплофизические свойства металлов: Сб. науч. тр. ИМЕТ. – М.: Наука, 1976. С. 170 – 179.
- Artinger I. Conection between the fracture determining the Toughness of hot working tool steels // Proc. Conf. on dimensioning and dapest. Akadem. Kiado. 1974. Vol. 1. P. 215.
- 23. Ginstler Y. Retarding the crack initiation process during low cycle thermal shock fatigue // Proc. Conf. low cycle fatigue and elastoplastic behavior of materials (Minich. Sept. 7 – 11, 1987) / Ed. K.T.L. Rie. – N.Y.: Elsevier Appl. Sci., 1987. P. 643.
- 24. Пояркова Е.В. Эволюция структурно- механической неоднородности материалов сварных элементов конструкций в рамках концепции иерархического согласования масштабов: Автореф. дис. ... док. техн. наук. – Уфа: Уфим. гос. нефтяной техн. ун-т, 2015.
- 25. РД-23.040.00-КТН-115-11 Нефтепроводы и нефтепродуктопроводы магистральные. Определение прочности и долговечности труб и сварных соединений с дефектами. – М.: ОАО «АК«Транснефть», 2013. – 142 с.

Поступила в редакцию 2 марта 2015 г. После доработки 9 октября 2018 г. Принята к публикации 25 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 25-33.

### ESTIMATION OF STRUCTURAL SENSITIVITY OF PIPE STEELS ULTIMATE STRAIN TO PIPELINES SERVICE LIFE USING COMPLEX ENERGY CRITERIA OF SYNERGY FRACTURE

### V.A. Skudnov<sup>1</sup>, A.S. Safronov<sup>2</sup>, A.A. Khlybov<sup>1</sup>

### <sup>1</sup>Novgorod State Technical University named after R. Alexeev, Nizhny Novgorod, Russia

### <sup>2</sup> JSC Transneft UW Service, Nizhny Novgorod, Russia

Abstract. The article gives an overview of well-known hypotheses and theories on ultimate state of metals. Processes in metals when stress is applied are described. Multifunctional equation for ultimate strain dependence from density (opening) is offered with all the factors of metal's ultimate state before fracture. Phases of the fracture of deformed polycrystal structure are specified. An equation is presented that relates the ultimate deformation of a metal to fracture with all the characteristics that determine the limiting state of the metal. Two- or three- compound energy failure criteria equations used for quality estimation of metal structure and performance when main pipeline operating are given for such criteria as energy capacity, crack initiation, crack proliferation, fragility and scale. The fracture criteria calculation for Kh70 steel samples of pipes after operation for 5, 20 and 24 years was made as an example. The comparative analysis of complex fracture criteria values for Kh70 steel pipelines of different lifespans has been carried out. After 5, 20 and 24 years of usage mechanical characteristics of steel Kh70 of main pipelines haven't changed dramatically, and fracture criteria are inclined to decrease from 21 to 48.5 %, crack proliferation and fragility criteria are the most changeable. At mesolevel the nature of crack initiation is the same for all classes of steel. Under the influence of operating loads, energy intensity, i.e. the ability of metal to withstand any loads with increasing service life is significantly reduced, which is confirmed by the change in the fracture criteria considered in the article. It is shown that the fracture criteria

can be used to predict the performance of pipeline steels after a long period of operation.

*Keywords*: ultimate state of metals, ultimate strain, internal stress relaxation, energy capacity, energy fracture criteria, crack initiation, crack proliferation, fragility, scale.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-1-25-33

#### REFERENCES

- Efron L.I. Materiallovedenie v bol'shoi metallurgii. Trubnye stali [Materials science in metallurgy. Pipe steel]. Moscow: Metalurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
- Filippov M.A., Baraz V.R., Gervas'ev M.A., Rozenbaum M.M. Metodologiya vybora metallicheskikh splavov i uprochnyayushchikh tekhnologii v mashinostroenii: uchebnoe posobie: v 2 t. T. 1. Stali i chuguny [Methodology for selection of metal alloys and hardening technology in mechanical engineering: Textbook in 2 vols. Vol. 1: Steel and iron]. Ekaterinburg: Izd-vo Ural. Un-ta, 2013, 232 p. (In Russ.).
- Kumanin V.I., Sokolova M.L., Luneva S.V. Development of damage in metallic materials. *Metal Science and Heat Treatment*. 1995, vol. 37, no. 4, pp. 131–135.
- 4. Makhutov N.A. *Deformatsionnye kriterii razrusheniya i raschet elementov konstruktsii na prochnost'* [Deformation and fracture criteria and calculation of strength of construction elements]. Moscow: Mashinostroenie, 1981, 272 p. (In Russ.).
- Arkharov V.I. Mesoscopic phenomena in solids. In: Problemy sovremennoi fiziki: Sb.statei k 100-letiyu so dnya rozhdeniya A.F. Ioffe

[Issues of modern physics: Coll. of articles to the 100th anniversary of A.F. Ioffe]. Leningrad: Nauka, 1980, pp. 384–409. (In Russ.).

- Stepanov V.A. Role of the deformation in the destruction process of solids. In: *Problemy prochnosti i plastichnosti metallov: sb. nauchn. tr. LTFI* [Problems of strength and plasticity of metals: Coll. of sci. papers of LTFI]. Leningrad: Nauka, 1979, pp. 10–26. (In Russ.).
- 7. Vladimirov V.I. *Fizicheskaya priroda razrusheniya metallov* [Physical nature of metals fracture]. Moscow: Metallurgiya, 1984, 280 p. (In Russ.).
- 8. Zhurkov S.N. Kinetic theory of strength. *Zhurnal Tekhnicheskoi Fiziki*. 1958, vol. 28, pp. 17–19. (In Russ.).
- Ivanova V.S., Balankin A.S., Bunin I.Zh., Oksogoev A.A. Sinergetika i fraktaly v materialovedenii [Synergetics and fractals in materials science]. Moscow: Nauka i zhizn', 1994, 383 p. (In Russ.).
- Ivanova V.S. Synergetic-based consideration of Gilemot's concept of the ultimate specific deformation energy. *Russian metallurgy* (*Metally*). 1989, no. 5, pp. 160–169.
- 11. Skudnov V.A. *Predel'nye plasticheskie deformatsii metallov* [Limit plastic deformations of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1989, 187 p. (In Russ.).
- 12. Skudnov V.A. Sinergetika yavlenii i protsessov v metallovedenii, uprochnyayushchikh tekhnologiyakh i razrushenii. Uchebnoe posobie [Synergetics of phenomena and processes in metallurgy, hardening technologies and fracture. Tutorial]. Nizhny Novgorod: NGTU im R.E. Alekseeva, 2011, 198 p. (In Russ.).
- 13. Skudnov V.A. Opredelenie velichiny rabotosposobnosti materialov (stalei) detalei mashin: Metod. ukazaniya dlya vypolneniya lab. i nauchn.-issled. rabot studentami, magistrantami i aspirantami spets. 110500 [Determination of the efficiency of materials (steel) of machinery parts: Method. instructions for laboratory and research works for students, undergraduates and postgraduates of 110500 specialization]. Nizhny Novgorod: NGTU, 2002, 14 p. (In Russ.).
- Skudnov V.A., Bogashev F.A. Laws of metal density changes at metal forming. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1986, no. 8, pp. 38–45. (In Russ.).
- **15.** Skudnov V.A. Behavioral patterns of metals energy intensity and new energy-sensitive destruction criterion. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2013, no. 1, pp. 52–55. (In Russ.).
- Borzdyka A.M., Getsov L.B. *Relaksatsiya napryazhenii v metallakh i splavakh* [Stress relaxation in metals and alloys]. Moscow: Metalurgiya, 1978, 256 p. (In Russ.).
- Maslov L.I., Zamolodchikov O.G., Kunavin S.A. Using the parameters of microrelief failure to assess the performance of construction materials. *Izvestiya AN SSR. Metally.* 1982, no. 1, pp. 196–201. (In Russ.).

- Tot L., Romvari P. Application of the concept of specific fracture performance for the evaluation of cyclic crack resistance of steels. *Problemy prochnosti*. 1986, no. 1, pp. 38–45. (In Russ.).
- Betekhin V.I. Plastic deformation and fracture of crystalline bodies. Message 1-2. *Problemy prochnosti.* 1979, no. 7, pp. 38–45; 1979, no. 8, pp. 51–57. (In Russ.).
- **20.** Problemy stareniya stalei magistral'nykh truboprovodov [Ageing of steel of main pipelines]. Budzulyak B.V., Sedykh A.D., Chuvil'deev V.N. eds. Nizhny Novgorod: Universitetskaya kniga, 2006, 220 p. (In Russ.).
- **21.** Novikov I.I. Thermodynamic aspects of plastic deformation and fracture of metals. In: *Fiziko-mekhanicheskie i teplofizicheskie svoistva metallov: sb. nauchn. tr. (IMET)* [Physical-mechanical and thermal properties of metals. Coll. of sci. papers (IMET)]. Moscow: Nauka, 1976, pp. 170–179. (In Russ.).
- 22. Artinger I. Connection between the fracture determining the toughness of hot working tool steels. *Proc. Conf. on dimensioning and dapest. Akadem. Kiado*, 1974, vol. 1, p. 215.
- 23. Ginstler Y. Retarding the crack initiation process during low cycle thermal shock fatigue. *Proc. Conf. low cycle fatigue and elasto-plastic behavior of materials. (Minich. Sept. 7-11, 1987).* Rie K.T.L. ed. N.Y.: Elsevier Appl. Sci., 1987, p. 643.
- 24. Poyarkova E.V. Evolyutsiya strukturno-mekhanicheskoi neodnorodnosti materialov svarnykh elementov konstruktsii v ramkakh kontseptsii ierarkhicheskogo soglasovaniya masshtabov: avtoref. dis... doktora tekh. nauk. [Evolution of structural and mechanical heterogeneity of welded structural elements of materials within the concept of hierarchical matching scale. Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Ufa: Ufimskii Gosudarstvennyi Neftyanoi Tekhnicheskii Universitet, 2015. (In Russ.).
- **25.** RD-23.040.00-KTN-115-11. *Nefteprovody i nefteproduktoprovody magistral'nye. Opredeleniya prochnosti i dolgovechnosti trub i svarnykh soedinenii s defektami* [Pipelines and main pipelines. Determining the strength and durability of the pipe and welds with defects]. Moscow: OAO "AK "Transneft", 2011, 142 p. (In Russ.).

### Information about the authors:

V.A. Skudnov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Physical Metallurgy, Heat and Plastic Treatment of Metals"

**A.S. Safronov**, Acting Chief Mechanic (safronov\_ne@mail.ru) **A.A. Khlybov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Materials Science, Technology of Materials and Heat Treatment of Metals"

> Received March 2, 2015 Revised October 9, 2018 Accepted December 25, 2018

ISSN: 0368–0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 34 – 41. © 2019. Еронько С.П., Горбатюк С.М., Ткачев М.Ю., Ошовская Е.В.

УДК 669.015.7

### СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНСТРУКЦИИ И МОДЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ РАБОТЫ СИСТЕМЫ ГАЗООТСОСА ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЕЧИ ЛИТЕЙНОГО ЦЕХА

**Еронько С.П.**<sup>1</sup>, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Механическое оборудование заводов черной металлургии» им. проф. Седуша В.Я. (ersp@meta.ua)

Горбатюк С.М.<sup>2</sup>, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Инжиниринг технологического

*оборудования»*(sgor02@mail.ru)

*Ткачев М.Ю.*<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Механическое оборудование заводов

черной металлургии» им. проф. Седуша В.Я. (mishel-tkachev@ya.ru)

Ошовская Е.В.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент кафедры «Механическое оборудование заводов

черной металлургии» им. проф. Седуша В.Я. (evo2008@bk.ru)

<sup>1</sup> Донецкий национальный технический университет (83001, Украина, Донецк, ул. Артема, 58) <sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. В результате обследования систем газоотсоса малотоннажных электродуговых печей (от 3 до 10 т), эксплуатируемых в литейных цехах машиностроительных предприятий, выявлены узкие места, из-за которых в производственные помещения попадает значительное количество газопылевых выделений, загрязняющих воздух в рабочих зонах. В первую очередь это связано с несовершенством конструктивных схем систем эвакуации газа и пыли, выбрасываемых из полости печи через выпускной канал, рабочее окно, зазоры между ее корпусом и сводом, а также между кромками отверстий в верхней его части и опущенными через них электродами. В частности, узлы сочленения улавливающих поворотных зонтов с газоотводящими трубопроводами в этих системах не обеспечивают надлежащей герметизации подвижных соединений. В связи с этим авторами предложена усовершенствованная конструкция механизма поворота зонта печи, предусматривающая применение двух песочных затворов, устраняющих возможность выхода в окружающую среду вредных выделений между подвижно сочлененными элементами системы. Для начала проектирования промышленного образца модернизированного механизма разработана методика расчета энергосиловых параметров его привода. Предварительная проверка правильности принятых технических решений и корректности полученных расчетных зависимостей выполнена на действующей модели исследуемой системы, изготовленной в масштабе 1:10 по отношению к промышленному образцу. В ходе модельных исследований с использованием контрольно-измерительного комплекса, включавшего тензорезисторный преобразователь, усилитель переменного тока, аналого-шифровой преобразователь и ЭВМ, зафиксирована нагрузка, действующая на привод модели механизма поворота зонта при его переводе из рабочей позиции в положение парковки и обратно. При этом нагрузку измеряли для двух случаев: при отсутствии и наличии песка в затворах, обеспечивающих герметизацию подвижно сочлененных элементов исследуемой механической системы. Установлено, что доля сил сопротивления, возникающих в двух песочных затворах при относительном повороте подвижного элемента, составляет 20 – 26 % от общей нагрузки на привод механизма в зависимости от угловой скорости консоли с зонтом. Значение данного показателя, рассчитанное по полученным теоретическим зависимостям, находилось в пределах 17 – 23 % для механизмов поворота зонта дуговых печей тоннажностью от 3 до 10 т. Видеосъемка картин движения потоков дыма, истекающего из модели печи через имеющиеся зазоры между ее корпусом и сводом при имитации сталеплавильного процесса, подтвердила надежность функционирования песочных затворов, обеспечивающих полную герметизацию в узлах сочленения элементов механизма поворота зонта. Практическое использование предложенного технического решения позволит повысить эффективность эвакуации вредных газопылевых выделений из рабочей зоны плавильных печей, используемых в литейном производстве.

Ключевые слова: электродуговая печь, система газоотсоса, песчаный затвор, физическая модель, привод, момент сил сопротивления, мощность.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-34-41

При разработке новых технологий и оборудования [1 – 15] весьма актуальными являются технические решения, направленные на минимизацию загрязнения окружающей среды. Для электродуговых печей, эксплуатируемых в литейных цехах машиностроительных предприятий, необходимость модернизации систем газоотсоса обусловлена превышением допустимых норм по содержанию вредных включений в рабочих зонах, что связано с моральным

и физическим износом соответствующего оборудования, введенного в строй несколько десятков лет назад [16 – 21].

Как известно, эвакуацию газопылевых выделений из электродуговых печей тоннажностью 3 – 10 т, применяемых в литейном производстве, осуществляют с помощью систем, включающих улавливающий зонт, отводящий газопровод, тканевый фильтр, дымосос и вертикальную дымовую трубу [22 – 25].

Специалистами проведены обследования систем газоотсоса электропечей на нескольких машиностроительных предприятиях Российской Федерации и Украины с целью выявления «узких мест», наличие которых не позволяет обеспечить в литейных цехах требуемую чистоту воздуха. В результате установлено, что наибольший объем газа и пыли попадает в промышленное помещение из-за несовершенства конструкции поворотного зонта, расположенного над плавильной печью и полностью перекрывающего в плане ее свод. При этом главной конструктивной недоработкой зонта является узел подвижного сочленения его корпуса с входом газоотводящего трубопровода. Использование для этих целей гибкого рукава из теплостойкой ткани или металлической гильзы, несущей полую консоль с зонтом и имеющей возможность поворота относительно вертикального трубчатого элемента газопровода, не позволяет достичь надежной герметичности подвижных соединений элементов системы, что приводит к заметному снижению эффективности ее функционирования [26 – 29].

В связи с этим авторами настоящей статьи выполнена работа, направленная на усовершенствование поворотного зонта за счет применения в нем специальных затворов, исключающих выход в окружающее пространство газопылевой смеси в местах расположения подвижных соединений его составных элементов.

В соответствии с поставленной целью исследования и с учетом имевшегося опыта проектирования подобных устройств [30 – 32] предложена усовершенствованная система поворотного зонта, схематично представленная на рис. 1. Она включает колпак 16, соосно расположенный над печью 17 и закрепленный на пустотелой консоли 10 с возможностью поворота вокруг оси несущей колонны 6. Поворот зонта на угол 90° осуществляют с помощью кривошипно-рычажного механизма, установленного на платформе *I*, смонтированной на требуемой высоте рядом с колонной 6. Механизм поворота содержит червячный мотор-редуктор 2 с вертикальным тихоходным валом 3, на хвостовике которого установлен кривошип 4, передающий усилие рычагу 5, шарнирно связанному с пустотелой консолью 10. Сама консоль жестко соединена с гильзой 9, охватывающей несущую колонну б. Верхний и нижний торец гильзы 9, как показано на рис. 2, снабжены соответственно фланцами 24 и 19, имеющими цилиндрические фартуки 22 и 20. Эти фартуки помещены в кольцевые емкости, образованные фланцами 21 и 18, приваренными с обеспечением герметичности швов соответственно к несущей колонне 6 и кольцевой платформе 14. При этом обе кольцевые емкости заполнены сухим песком 23, выполняющим роль затвора, устраняющего как подсос воздуха в газоотводящий тракт, так и выход из него газа и пыли в окружающее пространство. В стенке несущей колонны между фланцами гильзы со стороны дуговой печи выполнено отверстие, форма и размеры которого соответствуют проходному сечению полой консоли 10. На верхнем фланце гильзы по периметру с одинаковым шагом закреплены четыре вертикально расположенные оси 7 с установленными на них центрирующими роликами 8, контактирующими с наружной поверхностью несущей колонны 6. В свою очередь на нижнем фланце гильзы на осях 12 аналогично закреплены четыре центрирующих ролика 11, а между ними дополнительно четыре вертикально распложенных ролика 13, которыми гильза опирается на коль-



Рис. 1. Общий вид зонта с механизмом поворота





Рис. 2. Конструктивное исполнение песчаных затворов поворотного зонта

Fig. 2. Design of the sand gates of a rotary collection hood
цевую платформу 14 посредством косынок 15, жестко закрепленную на нижней части несущей колонны 6. Наличие у гильзы 9 центрирующих 8, 11 и опорных 13 роликов минимизирует нагрузку на привод механизма поворота зонта.

Выполнению проектирования промышленного образца модернизированного зонта с предложенным вариантом герметизации подвижных сочленений предшествовала разработка методики расчета энергосиловых параметров механизма его поворота.

В соответствии с расчетной схемой, показанной на рис. 3, суммарный статический момент сопротивления  $M_{\rm c}$  повороту гильзы с зонтом включает несколько составляющих:

$$M_{\rm c} = M_1 + M_2 + M_3 + M_4 + M_5, \tag{1}$$

где M<sub>1</sub> – момент сил сопротивления, действующих на гильзу при ее повороте со стороны верхних центрирующих роликов, находящихся в контакте с наружной цилиндрической поверхностью несущей колонны; М<sub>2</sub> – момент сил сопротивления, действующих на гильзу при ее повороте со стороны нижних центрирующих роликов, находящихся в контакте с наружной цилиндрической поверхностью нижней кольцевой емкости, жестко связанной с несущей колонной через кольцевую платформу; М<sub>3</sub> – момент сил сопротивления, действующих на гильзу при ее повороте со стороны опорных роликов, контактирующих с горизонтальной поверхностью кольцевой платформы;  $M_4$  и  $M_5$  – моменты сил трения, действующих соответственно на поверхности верхнего и нижнего кольцевых фартуков при их поворотном движении в слое песка.

Для расчета первых трех составляющих статического момента сопротивления, преодолеваемого приводом при функционировании поворотной системы зонта, необходимо предварительно найти реакции в центрирующих опорах  $R_{\mu o}$  и равнодействующую реакций в поддерживающей опоре  $R_{no}$  гильзы, используя систему двух уравнений:

$$\sum F_{z_i} = 0; \ R_{\rm no} - G_{\rm r} - G_{\rm \kappa} - G_{\rm s} = 0; \tag{2}$$

$$\sum M_{O_1} = 0; \ R_{\text{IIO}}h - G_{\kappa}x_2 - G_3x_3 = 0.$$
(3)

Откуда 
$$R_{\text{по}} = G_{\text{г}} + G_{\text{к}} + G_{\text{s}}; R_{\text{цо}} = \frac{G_{\text{к}}x_2 + G_3x_3}{h}.$$
 Тогда  
 $M_1 = R_{\text{цо}} \left(\frac{\mu d_{\text{ц}} + 2k}{D_{\text{ц}}}\right) \frac{d_{\text{вр}}}{2}; M_2 = R_{\text{цо}} \left(\frac{\mu d_{\text{ц}} + 2k}{D_{\text{ц}}}\right) \frac{d_{\text{нр}}}{2}.$ 

В этих выражениях  $\mu$  – коэффициент трения скольжения;  $d_{\mu}$  – диаметр оси, на которой размещен центрирующий ролик; k – коэффициент трения качения;  $D_{\mu}$  – наружный диаметр центрирующего ролика;  $d_{вр}$  и  $d_{нp}$  – соответственно диаметры окружностей, на которых расположены центры осей вращения верхних и нижних центрирующих роликов.

Соответственно 
$$M_3 = R_{\text{по}} \left( \frac{\mu d_{\text{o}} + 2k}{D_{\text{o}}} \right) \frac{d_{\text{нр}}}{2}$$
. Здесь  $d_{\text{o}}$  –

диаметр оси, на котором установлен опорный ролик;  $D_{0}$  – наружный диаметр опорного ролика.

При определении последних двух составляющих момента сопротивления, препятствующих повороту гильзы, воспользуемся поясняющей схемой, приведенной на рис. 3. На этой схеме обозначена глубина погружения кольцевого фартука в слой песка  $h_{\rm cn}$ , внутренний диаметр фартука  $d_{\rm d}$  и его толщина  $\delta$ .

Давление столба сыпучего материала

Ì

$$P_{\rm cM} = \rho_{\rm II} g h_{\rm cII}, \tag{4}$$



Рис. 3. Расчетная схема привода механизма поворота зонта системы газоотсоса электродуговой печи литейного цеха

Fig. 3. Calculation scheme of the drive for rotation mechanism of collection hood of EAF gas exhaust system in foundry shop

где  $\rho_{\rm n}$  – насыпная плотность песка; *g* – ускорение силы тяжести.

На внутреннюю и наружную поверхности кольцевого фартука, заглубленные в слой песка, действует давление, среднее значение которого

$$P_{\rm c} = 0.5 P_{\rm cm} k_{\rm b}, \tag{5}$$

где  $k_6$  – коэффициент бокового давления, равный 0.30 - 0.35.

Сила, с которой песок воздействует на стенки фартука

$$F_{\rm H} = P_{\rm c} \bigg[ \pi d_{\phi} h_{\rm crr} + \pi \big( d_{\phi} + 2\delta \big) h_{\rm crr} \bigg]. \tag{6}$$

При поворотном движении фартука в слое песка возникает сила трения

$$F_{\rm TP} = F_{\rm H} k_{\rm MII}, \tag{7}$$

где  $k_{_{\rm MII}}$  – коэффициент трения скольжения между поверхностью фартука и слоем песка.

Тогда моменты сил трения, тормозящих гильзу в верхнем и нижнем кольцевых песочных затворах

$$M_4 = F_{\rm rp} \frac{d_{\phi_{\rm B}}}{2}; \ M_5 = F_{\rm rp} \frac{d_{\phi_{\rm B}}}{2},$$
 (8, 9)

где  $d_{\phi_{\rm B}}$  и  $d_{\phi_{\rm H}}$  – диаметры верхнего и нижнего кольцевых фартуков.

Динамический момент при пуске привода

$$M_{\pi} = J\varepsilon, \tag{10}$$

где J – суммарный момент инерции системы относительно оси z;  $\varepsilon$  – угловое ускорение системы при времени ее разгона  $t_p$ .

Суммарный момент инерции системы относительно оси *z* 

$$J = \sum \left( J_{C_i} + m_i x_i^2 \right), \tag{11}$$

где  $J_{C_i}$  – момент инерции структурного элемента системы относительно оси, проходящей через его центр массы;  $m_i$  – масса структурного элемента;  $x_i$  – удаление центра тяжести структурного элемента от оси z.

Угловое ускорение системы

$$\varepsilon = \frac{\omega}{t_{\rm p}},\tag{12}$$

где  $\omega$  – заданная угловая скорость поворота подвижной части системы,  $c^{-1}$ .

Статическая мощность привода

$$N_{\rm c} = \frac{M_{\rm c}\omega}{\eta_{\rm M}},\tag{13}$$

где η, – коэффициент полезного действия механизма.

Общее передаточное число привода механизма поворота зонта

$$i_{\rm o} = i_{\rm pM} i_{\rm Mp} = \frac{\omega_{\rm AB}}{\omega}, \qquad (14)$$

где  $i_{\rm pm}$  – передаточное число рычажного механизма;  $i_{\rm mp}$  – передаточное число мотор-редуктора;  $\omega_{\rm дB}$  – угловая скорость вала электродвигателя, с<sup>-1</sup>.

Выбранный по каталогу двигатель следует проверить на пусковую способность:

$$\frac{M_{\rm c} + M_{\rm A}}{M_{\rm H} i_{\rm o}} \le \lambda, \tag{15}$$

где  $M_{\rm H}$  и  $\lambda$  – паспортное значение номинального момента и средняя кратность пускового момента выбранного двигателя.

Для проверки правильности принятых технических решений и корректности полученных расчетных зависимостей провели лабораторные эксперименты на изготовленном в масштабе 1:10 модельном комплексе, включавшем действующие физические модели всех структурных единиц системы газоотсоса 8-т дуговой сталеплавильной печи (рис. 4, *a*).

В соответствии с планом эксперимента, изучили характер изменения нагрузок, действующих в звеньях рычажного механизма модели зонта при его переводе из рабочей позиции в исходную и обратно. Также установили долю приращения момента сопротивления повороту зонта, обусловленного силой трения элементов цилиндрических фартуков, возникающей при их повороте в слое песка, выполняющего функцию затвора. Контроль указанных силовых показателей осуществили с использованием измерительного комплекса, собранного в соответствии с рекомендациями работы [33] и включавшего тензорезисторный преобразователь, усилитель переменного тока, аналого-цифровой преобразователь и ЭВМ с печатающим устройством. В качестве тензорезисторного преобразователя служил рычаг, передающий усилие от кривошипа пустотелой консоли. Для этого на его плоские поверхности вдоль продольной оси симметрии были наклеены два фольговых тензодатчика сопротивлением 200 Ом, подключенные к усилителю по полумостовой схеме с помощью экранированного кабеля. Снимаемый с полумоста сопротивлений электрический сигнал, возникающий при растяжении или сжатии рычага под действием передаваемой им силы, после усиления и преобразования в цифровой код поступал в системный блок ЭВМ. Далее обрабатывался с помощью специальной прикладной программы, и на экран монитора выводилось визуальное отображение изменяющегося во времени значения регистрируемой нагрузки с последующей распечаткой на принтере построенного графика.

С использованием данного контрольно-измерительного комплекса провели серию измерений продольной нагрузки, действующей на рычаг при отсутствии и на-



Рис. 4. Общий вид модельного комплекса модернизированной системы газоотсоса электродуговой печи (*a*) и картина движения потоков дыма, истекающего из нее при имитации сталеплавильного процесса (б)

Fig. 4. General view of the model complex of modernized gas exhaust system of EAF (a) and picture of the smoke streams movement which outflows from it during steelmaking process imitating ( $\delta$ )

личии сухого песка, обеспечивающего герметизацию подвижных сочленений несущей колонны с охватывающей ее гильзой, жестко связанной с пустотелой консолью, удерживающей на свободном конце зонт.

Перед началом расшифровки зарегистрированных сигналов, отображаемых в кодах аналого-цифрового преобразователя, выполнили тарировку тензорезисторного преобразователя. После статистической обработки ее результатов по методике, рекомендованной в работе [34], построили график тарировочной зависимости, а также установили погрешность используемого метода измерений, которая не превышала 10 %.

Декодирование с помощью графика тарировки данных, зафиксированных при эксперименте, показало, что суммарная сила сопротивления, возникающая изза трения в верхнем и нижнем песчаных затворах при повороте зонта, составляет 20 – 26 % от общей технологической нагрузки, преодолеваемой приводом исследуемого механизма.

Данные расчета значений составляющих суммарного статического момента сопротивления повороту гильзы, выполненного по предлагаемой методике для промышленных образцов механизма (см. таблицу), свидетельствуют о том, что общая доля моментов  $M_4$  и  $M_5$ , вызванных трением в песочных затворах, может

достигать 17 - 23% от суммарного значения  $M_c$ . Таким образом, соотношения между учитываемыми составляющими нагрузки на привод исследуемого механизма, определенные расчетом и экспериментальным путем, достаточно близки между собой.

Наряду с измерениями нагрузок, действующих на элементы модели механизма поворота зонта печи, осуществляли видеофиксацию картин распределения потоков дыма, истекающего из ее полости через имеющиеся зазоры между корпусом и сводом при имитации сталеплавильного процесса. Для этого в рабочее пространство модели печи под небольшим давлением подавали от специального генератора дым, который при выходе через выпускной канал, а также зазоры, образованные кромками отверстий в своде и опущенными электродами, увлекался под зонт и далее по отводящему трубопроводу поступал к вертикальной трубе за счет разрежения, создававшегося дымососом. Просмотр видеозаписей в динамике и в режиме «стоп-кадр» (рис. 4, б) показал, что весь объем дыма, выходящего из модели печи через зазоры, эвакуировался из рабочей зоны. При этом протечек дыма в местах расположения песочных затворов поворотного зонта в окружающее пространство не было, т. е. обеспечивалась надежная герметизация в узлах его подвижных сочленений.

Расчетные значения параметров привода механизма поворота зонта для малотоннажных дуговых печей

Estimated values of the drive parameters of the collection hood rotation mechanism for low-tonnage arc furnaces

Тоннаж печи, т	Основные размеры элементов механизма, мм					Сила тяжести элементов механизма, Н			Значения составляющих момента сопротивления повороту зонта, Н·м				<i>М</i> <sub>с</sub> , Н∙м	ω, c <sup>-1</sup>	<i>N</i> <sub>с</sub> , кВт	
	d <sub>вp</sub>	$d_{_{\rm Hp}}$	h	<i>x</i> <sub>2</sub>	<i>x</i> <sub>3</sub>	$G_{\rm r}$	$G_{\mathbf{k}}$	$G_{_3}$	$M_1$	$M_2$	$M_3$	$M_4$	$M_5$			
3	800	1000	960	1200	2300	1960	1350	1650	56	70	62	24	31	243	0,5	0,22
5	800	1000	1050	1320	2450	1960	1500	1800	61	76	66	24	31	258	0,5	0,22
8	1000	1300	1200	1500	2600	2940	2200	2500	102	133	124	37	46	442	0,4	0,32
10	1000	1300	1320	1600	2850	2940	2450	2900	115	150	134	37	46	482	0,4	0,32

Информация, полученная в ходе проведенных исследований, использована при подготовке рабочего проекта реконструкции системы газоотсоса 8-т дуговой печи.

**Выводы.** Практическое использование результатов выполненных теоретических и экспериментальных исследований позволит провести модернизацию устаревших систем газоотсоса малотоннажных электродуговых печей, эксплуатируемых в литейных цехах машиностроительных предприятий, благодаря чему снизится количество газопылевых выделений в рабочие зоны во время ведения технологического процесса в плавильных агрегатах.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Eronko S.P., Gorbatyuk S.M., Oshovskaya E.V., Starodubtsev B.I. New engineering solutions in creation of mini-BOF for metallic waste recycling // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. 287 (1). Article no. 012004.
- Еронько С.П., Горбатюк С.М., Ошовская Е.В., Стародубцев Б.И. Разработка автоматической системы газодинамической отсечки конечного шлака для конвертера с вращающимся корпусом // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 11. С. 863 – 869.
- Еронько С.П., Ошовская Е.В., Ткачев М.Ю. Исследование и совершенствование системы быстрой смены погружных стаканов промежуточного ковша слябовой МНЛЗ // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 1. С. 49 – 56.
- Keropyan A.M., Kantovich L.I., Voronin B.V. etc. Influence of uneven distribution of coupling mass on locomotive wheel pairs, its tractive power, straight and curved sections of industrial rail tracks // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. 2017. Vol. 87. No. 6. Article no. 062005.
- Керопян А.М., Герасимова А.А. Связь температуры в зоне контакта системы колесо рельс с уклоном рельсового пути промышленного железнодорожного транспорта // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 5. С. 355 363.
- Bardovskiy A.D., Gorbatyuk S.M., Keropyan A.M., Bibikov P.Y. Assessing parameters of the accelerator disk of a centrifugal mill taking into account features of particle motion on the disk surface // Journal of Friction and Wear. 2018. Vol. 39. No. 4. P. 326 – 329.
- Bardovsky A., Gerasimova A., Aydunbekov A. The principles of the milling equipment improvement // MATEC Web of Conferences. 2018. No. 224. Article no. 01019.
- Gorbatyuk S., Kondratenko V., Sedykh L. Tool stability analysis for deep hole drilling // MATEC Web of Conferences. 2018. No. 224. Article no. 01035.
- Gerasimova A., Gorbatyuk S., Devyatiarova V. Application of gas-thermal coatings on low-alloyed steel surfaces // Solid State Phenomena. 2018. No. 284 SSP. P. 1284 – 1290.
- Zarapin A.Yu., Shur A.I., Chichenev N.A. Improvement of the unit for rolling aluminum strip clad with corrosion-resistant steel // Steel in Translation. 1999. Vol. 29. No. 10. P. 69 – 71.
- Зарапин А.Ю., Станишевский С.Э., Чиченев А.Н. Линия для непрерывного получения полос с газотермическим покрытием из никелевых сплавов // Тяжелое машиностроение. 1999. № 6. С. 16 – 20.
- Зарапин А.Ю., Чиченев А.Н. Проектирование линий для производства композиционных материалов на основе объектноориентированного подхода // Тяжелое машиностроение. 1999. № 6. С. 21 – 25.
- Gorbatyuk S.M., Gerasimova A.A., Belkina N.N. Applying thermal coatings to narrow walls of the continuous-casting molds // Materials Science Forum. 2016. No. 870. P. 564 – 567.
- Пименов Г.А., Костюков Г.А., Рябов В.Д., Кобелев О.А. Изготовление крупногабаритных толстолистовых заготовок методом ковки // Тяжелое машиностроение. 1991. № 9. С. 21 – 24.

- Kobelev O.A., Tsepin M.A., Skripalenko M.M., Popov V.A. Features of technological layout of manufacture of unique mono-block large-dimension plates // Advanced Materials Research. 2009. Vol. 59. P. 71 75.
- 16. Сталинский Д.В., Пирогов А.Ю., Швец М.Н. и др. Газоочистка малотоннажных электросталеплавильных печей в литейном цехе // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2016. № 6. С. 100 – 105.
- 17. Рахметова Э.Р. Разработка системы очистки отходящих газов от электродуговых печей литейного цеха и мер повышения экологичности производства // Всероссийский форум научной молодежи «Богатство России»: Сб. докладов. – М.: Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, 2018. С. 275 – 276.
- 18. Павлович Л.Б., Садыхова В.В., Шульдишева Д.А. Оценка экологического риска от выбросов литейного производства в атмосферу // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2014. № 4 (10). С. 52 – 55.
- Речкалов А.В., Зинуров И.Ю., Кузьмин М.Г. и др. Основные требования к дуговым печам, выплавляющим металл для производства литья // Электрометаллургия. 2014. № 11. С. 2 – 5.
- Malinovskiy V.S. Technical-economical results of industrial realization of direct current arc furnaces of new generation // CIS iron and steel review. 2014. No. 9. P. 4 – 19.
- Крутянский М.М., Нехамин С.М., Ребиков Е.М. Расчет газовыделений из дуговых печей постоянного и переменного тока в литейном цехе // Электрометаллургия. 2016. № 7. С. 27 – 34.
- Ладыгичев М.Г., Чижикова В.М. Сырье для черной металлургии: Справочное издание: В 2-х томах. Том. 2. Экология металлургического производства. – М.: Теплотехник, 2005. – 448 с.
- Krutyanskii M.M., Nekhamin S.M., Rebikov E.M. Calculation of gas release from DC and AC arc furnaces in a foundry // Russian metallurgy (Metally). 2016. No. 12. P. 1119 – 1124.
- 24. Barkan M.S., Kovshov V.P. Calculation of harmful impurities formation and the technology of cupola dust-and-gas emission intensive cyclone cleaning from solids and gaseous components // Global journal of pure and applied mathematics. 2016. No. 3. P. 2323 – 2333.
- 25. Gudim Yu.A., Zinurov I.Yu., Kiselev A.D. etc. Rational methods for the intensification of melting in modern arc steel-melting furnaces // Russian metallurgy (Metally). 2008. No. 8. P. 651 – 654.
- Маляров А.И. Печи литейных цехов. М: Машиностроение, 2014. – 256 с.
- Соловьев В.П., Гладышев С.А., Воронцов В.И. Проектирование новых и реконструкция действующих литейных цехов: Учеб. пособие. – М.: МИСиС, 2004. – 227 с.
- Elizarov K.A., Krutyanskii M.M., Nekhamin I.S. etc. New trends in the development of dc arc furnaces // Russian metallurgy (Metally). 2014. No. 6. P. 443 – 448.
- 29. Дробитько М.Ю., Болдин А.Н., Яковлев А.И. и др. Системы очистки отходящих газов плавки и их использование в литейном производстве. – М.: Машиностроение-1, 2004. – 198 с.
- Artiukh V., Mazur V., Prakash R. Increasing hot rolling mass of steel sheet products // Solid State Phenomena. 2016. Vol. 871. P. 3 – 8.
- Artiukh V., Mazur V., Adamtsevich A. Priority influence of horizontal forces at rolling on operation of main sheet rolling equipment // MATEC Web of Conferences. 2017. Vol. 106. Article no. 04001.
- 32. Artiukh V., Mazur V., Pokrovskaya E. Influence of strip bite time in work rolls gap on dynamic loads in strip rolling stands // MATEC Web of Conferences. 2016. Vol. 86. Article no. 01030.
- 33. Мехеда В.А. Тензометрический метод измерения деформаций: Учеб. пособие. – Самара: Изд-во Самарского государственного аэрокосмического университета, 2011. – 56 с.
- 34. Болтян А.В. Горобец И.А. Теория инженерных исследований. – Севастополь: Вебер, 2001. – 139 с.

Поступила в редакцию 10 декабря 2018 г.

После доработки 14 декабря 2018 г.

Принята к публикации 22 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 34-41.

#### DESIGN IMPROVEMENT AND OPERATION MODELING OF EAF GAS EXHAUST SYSTEM OF A FOUNDRY SHOP

S.P. Eron'ko<sup>1</sup>, S.M. Gorbatyuk<sup>2</sup>, M.Yu. Tkachev<sup>1</sup>, E.V. Oshovskaya<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Donetsk National Technical University, Donetsk, Ukraine <sup>2</sup> National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. As a result of a survey of gas exhaust systems of low-tonnage electric arc furnaces (from 3 to 10 tons) operated in the foundries of machine-building enterprises, the bottlenecks were identified, due to which a large amount of gas-dust emissions gets into the production rooms and pollutes the air in the working areas. First of all, it occurs due to the design schemes imperfection of the evacuation systems of gas and dust ejected from the furnace cavity through the outlet channel, the working window, gaps between its body and the roof, between edges of the holes in its upper part and the electrodes lowered through them. In particular, joint units of the rotary collection hoods with the gas exhaust pipelines in these systems do not provide proper sealing of movable joints. In this regard, the authors have proposed an improved design of rotation mechanism of the furnace collection hood, which involves the use of two sand gates. These gates eliminate the possibility of harmful emissions release between movably connected elements of the system into the environment. To begin designing of the industrial sample of a modernized mechanism, a method for calculating the energy-power parameters of its drive has been developed. A preliminary validation of the correctness of the taken technical decisions and of the obtained calculating dependencies was performed on the operating model of the investigated system manufactured on a 1:10 scale relative to the industrial sample. For the model research an instrumentation complex that included strain gauge transducer, AC amplifier, analogto-digital converter and computer was used. During this research the load acting on the model drive of the collection hood rotation mechanism when it was transferred from the working position to the parking one and back was fixed. At the same time, the load was measured for two cases: in the absence and in the presence of sand in the gates which ensure sealing of the movably joint elements of the investigated mechanical system. It was established that the portion of resistance forces arising in two sand gates during relative rotation of the moving element is 20 - 26 % of total load on the mechanism drive depending on angular velocity of the cantilever with collection hood. Similarly, this indicator calculated from obtained theoretical dependences was in the range of 17 - 23 % for the rotation mechanisms of collection hood of arc furnaces with a tonnage of 3 to 10 tons. Video filming of the smoke movement patterns, which flows from the furnace model through the existing gaps between its body and roof during the steelmaking process imitating, confirmed the reliability of the sand gates that provide complete sealing at the joint units of the moving parts of the collection hood rotation mechanism. Practical use of the proposed technical solution allows increasing of efficiency of evacuation of the harmful gas and dust emissions from the working zone of smelting furnaces used in the foundry.

*Keywords*: electric arc furnace, gas exhaust system, sand gate, physical model, drive, moment of resistance forces, power.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-34-41

#### REFERENCES

 Eronko S.P., Gorbatyuk S.M., Oshovskaya E.V., Starodubtsev B.I. New engineering solutions in creation of mini-BOF for metallic waste recycling. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018, 287 (1), article no. 012004.

- Eron'ko S.P., Gorbatyuk S.M., Oshovskaya E.V., Starodubtsev B.I. Development of automatic system of gas-dynamic cut-off of slag for converter with rotating vessel shell. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Chernaya Metallurgiya*. 2017, vol. 60, no. 11, pp. 863–869. (In Russ.).
- **3.** Eron'ko S.P., Oshovskaya E.V., Tkachev M.Yu. Fast replacement of submersible tundish nozzles in a continuous slab-casting machine. *Steel in Translation*. 2016, vol. 46, no. 1, pp. 33–38.
- Keropyan A.M., Kantovich L.I., Voronin B.V., Kuziev D.A., Zotov V.V. Influence of uneven distribution of coupling mass on locomotive wheel pairs, its tractive power, straight and curved sections of industrial rail tracks. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. 2017, vol.87, no. 6, article no. 062005.
- Keropyan A.M., Gerasimova A.A. Connection of the temperature in contact area of the wheel-rail system with the railway slope of industrial railway transport. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Chernaya Metallurgiya*. 2017, vol. 60, no. 5, pp. 355–363. (In Russ.).
- Bardovskiy A.D., Gorbatyuk S.M., Keropyan A.M., Bibikov P.Y. Assessing parameters of the accelerator disk of a centrifugal mill taking into account features of particle motion on the disk surface. *Journal of Friction and Wear*. 2018, vol. 39, no.4, pp. 326–329.
- Bardovsky A., Gerasimova A., Aydunbekov A. The principles of the milling equipment improvement. *MATEC Web of Conferences*. 2018, no. 224, article no. 01019.
- Gorbatyuk S., Kondratenko V., Sedykh L. Tool stability analysis for deep hole drilling. *MATEC Web of Conferences*. 2018, no. 224, article no. 01035.
- 9. Gerasimova A., Gorbatyuk S., Devyatiarova V. Application of gasthermal coatings on low-alloyed steel surfaces. *Solid State Phenomena*. 2018, no. 284 SSP, pp. 1284–1290.
- **10.** Zarapin A.Yu., Shur A.I., Chichenev N.A. Improvement of the unit for rolling aluminum strip clad with corrosion-resistant steel. *Steel in Translation*. 1999, vol. 29, no. 10, pp. 69–71.
- Zarapin A.Yu., Stanishevskii S.E., Chichenev A.N. Continuous line for the production of strips with a gas-thermal coating of nickel alloys. *Tyazheloe mashinostroenie*. 1999, no. 6, pp. 16–20. (In Russ.).
- 12. Zarapin A.Yu., Chichenev A.N. Design of lines for the production of composite materials based on the object-oriented approach. *Tyazheloe mashinostroenie*. 1999, no. 6, pp. 21–25. (In Russ.).
- Gorbatyuk S.M., Gerasimova A.A., Belkina N.N. Applying thermal coatings to narrow walls of the continuous-casting molds. *Materials Science Forum*. 2016, no. 870, pp. 564–567.
- Pimenov G.A., Kostyukov G.A., Ryabov V.D., Kobelev O.A. Production of large-sized solid-forged blanks. *Tyazheloe mashinostroenie*. 1991, no. 9, pp. 21–24. (In Russ.).
- **15.** Kobelev O.A., Tsepin M.A., Skripalenko M.M., Popov V.A. Features of technological layout of manufacture of unique monoblock large-dimension plates. *Advanced Materials Research*. 2009, vol. 59, pp. 71-75.
- Stalinskii D.V., Pirogov A.Yu., Shvets M.N. etc. Gas cleaning of low-tonnage electric steel-smelting furnaces in the foundry. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2016, no. 6, pp. 100–105. (In Russ.).
- 17. Rakhmetova E.R. Development of a system for cleaning exhaust gases from electric arc furnaces of the foundry shop and measures to improve the environmental friendliness of production. In: *Vserossiiskii forum nauchnoi molodezhi "Bogatstvo Rossii": Sb. dokladov* [All-Russian Forum of Sci. Youth "The Wealth of Russia": Coll. of works]. Moscow: MGTU im. N.E. Baumana, 2018, pp. 275–276. (In Russ.).

- Pavlovich L.B., Sadykhova V.V., Shul'disheva D.A. Environmental risk assessment of foundry emissions into the atmosphere. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2014, no. 4 (10), pp. 52–55. (In Russ.).
- Rechkalov A.V., Zinurov I.Yu., Kuz'min M.G. etc. Basic requirements to the arc furnaces smelling metal for casting. *Elektrometal-lurgiya*. 2014, no. 11, pp. 2–5. (In Russ.).
- **20.** Malinovskiy V.S. Technical-economical results of industrial realization of direct current arc furnaces of new generation. *CIS iron and steel review*. 2014, no. 9, pp. 4–19.
- Krutyanskii M.M., Nekhamin S.M., Rebikov E.M. Calculation of gas emissions from DC and AC arc furnaces in the foundry shop. *Elektrometallurgiya*. 2016, no. 7, pp. 27–34. (In Russ.).
- 22. Ladygichev M.G., Chizhikova V.M. Syr 'e dlya chernoi metallurgii: Spravochnoe izdanie: v 2-kh t. Tom. 2. Ekologiya metallurgicheskogo proizvodstva [Raw materials for ferrous metallurgy: Reference ed.: in 2 Vols. Vol. 2. Ecology of metallurgical production]. Moscow: Teplotekhnik, 2005, 448 p. (In Russ.).
- Krutyanskii M.M., Nekhamin S.M., Rebikov E.M. Calculation of gas release from DC and AC arc furnaces in a foundry. *Russian metallurgy (Metally)*. 2016, no. 12, pp. 1119–1124.
- 24. Barkan M.S., Kovshov V.P. Calculation of harmful impurities formation and the technology of cupola dust-and-gas emission intensive cyclone cleaning from solids and gaseous components. *Global journal of pure and applied mathematics*. 2016, no. 3, pp. 2323–2333.
- **25.** Gudim Yu.A., Zinurov I.Yu., Kiselev A.D. etc. Rational methods for the intensification of melting in modern arc steel-melting furnaces. *Russian metallurgy (Metally).* 2008, no. 8, pp. 651–654.
- **26.** Malyarov A.I. *Pechi liteinykh tsekhov* [Foundry furnaces]. Moscow: Mashinostroenie, 2014, 256 p. (In Russ.).
- Solov'ev V.P., Gladyshev S.A., Vorontsov V.I. Proektirovanie novykh i rekonstruktsiya deistvuyushchikh liteinykh tsekhov: uchebnoe posobie [Design of new and reconstruction of existing foundries: Tutorial]. Moscow: MISiS, 2004, 227 p. (In Russ.).
- **28.** Elizarov K.A., Krutyanskii M.M., Nekhamin I.S. etc. New trends in the development of DC arc furnaces. *Russian metallurgy (Metally)*. 2014, no. 6, pp. 443–448.

- 29. Drobit'ko M.Yu., Boldin A.N., Yakovlev A.I. etc. Sistemy ochistki otkhodyashchikh gazov plavki i ikh ispol'zovanie v liteinom proizvodstve [Cleaning systems for smelting gases and their use in the foundry industry]. Moscow: Mashinostroenie-1, 2004, 198 p. (In Russ.).
- Artiukh V., Mazur V., Prakash R. Increasing hot rolling mass of steel sheet products. *Solid State Phenomena*. 2016, vol. 871, pp. 3–8.
- **31.** Artiukh V., Mazur V., Adamtsevich A. Priority influence of horizontal forces at rolling on operation of main sheet rolling equipment. *MATEC Web of Conferences*. 2017, vol. 106, article no. 04001.
- **32.** Artiukh V., Mazur V., Pokrovskaya E. Influence of strip bite time in work rolls gap on dynamic loads in strip rolling stands. *MATEC Web of Conferences*. 2016, vol. 86, article no. 01030.
- **33.** Mekheda V.A. *Tenzometricheskii metod izmereniya deformatsii: uchebnoe posobie* [Strain gauge method of deformations measuring: Tutorial]. Samara: izd. Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta, 2011, 56 p. (In Russ.).
- Boltyan A.V. Gorobets I.A. *Teoriya inzhenernykh issledovanii* [Theory of engineering research]. Sevastopol: Veber, 2001, 139 p. (In Russ.).

#### Information about the authors:

**S.P. Eron'ko,** Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants" named after prof. V.Ya. Sedush (ersp@meta.ua)

**S.M. Gorbatyuk**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair "Engineering of Technological Equipment" (sgor02@mail.ru)

**M.Yu. Tkachev,** Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants" named after prof. V.Ya. Sedush

**E.V. Oshovskaya**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Mechanical Equipment of Ferrous Metallurgy Plants" named after prof. V.Ya. Sedush

> Received December 10, 2018 Revised December 14, 2018 Accepted December 22, 2018

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 42 – 48. © 2019. Зурнаджи В.И., Ефременко В.Г., Брыков М.Н., Гаврилова В.Г., Цветкова Е.В.

УДК 691.87:691.714:539.434

### ОБЪЕМНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ В СТАЛИ 60С2ХФА, ПОДВЕРГНУТОЙ Q-n-P-ОБРАБОТКЕ

Зурнаджи В.И.<sup>1</sup>, аспирант кафедры материаловедения и перспективных

*mexнологий* (vadim.zurnadzhy@gmail.com)

Ефременко В.Г.<sup>1</sup>, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой физики

Брыков М.Н.<sup>2</sup>, д.т.н., профессор кафедры технологии и оборудования сварочного производства

Гаврилова В.Г.<sup>1</sup>, к.т.н., доцент, зав. кафедрой материаловедения и перспективных технологий

Цветкова Е.В.<sup>1</sup>, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики

<sup>1</sup> Приазовский государственный технический университет (87500, Украина, Донецкая обл., Мариуполь, ул. Университетская, 7) <sup>2</sup> Запорожский национальный технический университет (69063, Украина, Запорожье, ул. Жуковского, 64)

Аннотация. Представлены результаты исследования фазово-структурных превращений и объемных изменений, протекающих при нагреве в рессорной высококремнистой стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-n-P-обработке. Исследовали сталь, содержащую 0,53 % С; 1,46 % Si; 0.44 % Mn; 0.95 % Cr; 0.10 % V; 0.016 % S; 0.013 % Р. Образцы стали подвергли О-n-Р-обработке по режимам: аустенитизация при 880 °С; закалка с завершением охлаждения при температуре 120, 160, 200 и 240 °C; последующая выдержка в течение от 10 до 3600 с при 220, 250 и 300 °C; окончательное охлаждение в воде. Объемные изменения при нагреве изучали с применением оптического дифференциального дилатометра при скорости нагрева 1 К/с. В качестве эталона использовали закаленный образец стали 60С2ХФА, стабилизированный высоким отпуском. Количество остаточного аустенита определяли рентгенографическим методом с использованием дифрактометра ДРОН-3 с железным излучением. Установлено, что на кривых нагрева Q-n-P-образцов четко выявляются участки, соответствующие различным превращениям при отпуске. На дилатограммах Q-n-P-образцов обнаруживается резкое повышение величины дилатометрического эффекта, соответствующего второму превращению при отпуске (270 – 430 °C). Это указывает на рост доли остаточного аустенита в результате проведения Q-n-P-обработки по сравнению с закаленным состоянием (что подтверждено рентгенографическим исследованием). В то же время уменьшается величина эффекта, соответствующего третьему превращению при отпуске. Для получения максимального количества остаточного аустенита в стали 60C2XФА температура «partitioning» должна составлять 260 - 300 °C, а температура завершения закалки -160 - 240 °С. При этом количество остаточного аустенита существенно повышается по мере увеличения температуры закалки. Длительность стадии «partitioning» должна выбираться с учетом экстремального характера зависимости доли остаточного аустенита от времени выдержки. В результате выполнения работы показана возможность эффективного применения дилатометрического метода для анализа структурного состояния и выбора оптимального режима Q-n-P-обработки стали.

*Ключевые слова*: Q-n-P-обработка, закалка, дилатометрия, остаточный аустенит, мартенсит, перераспределение углерода, превращения при отпуске.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-1-42-48

#### Введение

«Quenching and Partitioning» (Q-n-P) – новая технология термической обработки, предложенная в начале 2000-х годов [1 – 5]. Она заключается в следующем:

– закалка («quenching» – «Q») с охлаждением до температуры, лежащей между точками  $M_{\rm H}$  и  $M_{\rm K}$ ;

 последующая выдержка («partitioning» – «Р») при более высокой температуре;

- окончательное охлаждение.

Целью Q-n-P является получение в низколегированных сталях многофазной (мартенситно-аустенитной или мартенситно-бейнитно-аустенитной) структуры, содержащей повышенное количество остаточного аустенита (A<sub>ост</sub>). Такая структура обладает улучшенным комплексом механических свойств за счет наличия вязких микросоставляющих и превращения аустенита в мартенсит при деформации (ТРИП-эффект) [6 – 10]. Рост доли аустенита достигается благодаря насыщению у-фазы углеродом при его диффузионном перераспределении («partitioning») из мартенсита, полученного на стадии закалки [11, 12]. Для этого сразу после закалки проводят выдержку при температуре в районе точки М<sub>и</sub>. Более эффективное насыщение обеспечивается при повышенных (не менее 1 %) количествах кремния или алюминия, увеличивающих термодинамическую активность углерода в у-фазе и замедляющих выделение карбидов из аустенита [13-15]. Этому условию соответствуют кремнийсодержащие рессорно-пружинные стали по ГОСТ 14959, что делает их перспективными при использовании Q-n-P-обработки. Вместе с тем, свойства этих сталей после данной обработки остаются практически неисследованными.

Количество и стабильность фаз в конечной микроструктуре зависят от режима Q-n-P-обработки, а именно, от температуры подстуживания на стадии «Q», а также от температуры и продолжительности выдержки на стадии «P» [16]. Для изучения фазово-структурного состояния Q-n-P-сталей обычно используют электронномикроскопический и рентгеноструктурный метод анализа [17 – 20]. В то же время, значительную информацию может дать более оперативный дилатометрический метод, поскольку как мартенсит, так и аустенит при нагреве претерпевают превращения, сопровождаемые объемными изменениями. В литературе практически отсутствуют данные о дилатометрических исследованиях Q-n-P-обработанных сталей, что не позволяет судить о применимости этого метода для указанных сталей.

#### Цель работы

Исследовать объемные изменения, протекающие при нагреве в стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-n-P-обработке.

#### Методика

Материалом исследований служила рессорно-пружинная сталь 60C2XФA по ГОСТ 14959 следующего химического состава, %: 0,53 C; 1,46 Si; 0,44 Mn; 0,95 Cr; 0,10 V; 0,016 S; 0,013 P (определен методом оптической эмиссионной спектроскопии на спектрометре ARL-4460 Thermo Fisher Scientific). Исходные катаные прутки диам. 20 мм подвергали горячей пластической деформации в полосу толщиной 5 мм, из которой вырезали заготовки размером  $3 \times 3 \times 25$  мм. После проведения Q-n-P-обработки из заготовок получали дилатометрические образцы диам. 2 мм и длиной 20 мм. Для Q-n-P-обработки использовали аустенитизационную печь и две ванны с металлическими расплавами: одну – со сплавом Вуда (для закалки на стадии «Q»), вторую – со сплавом ПОС-60 (для выдержки на стадии «P»).

Q-n-P-обработку проводили следующим образом. На стадии «quenching» образцы аустенитизировали при 880 °C в течение 5 мин, после чего переносили в ванну, где охлаждали до температуры «Q» (120, 160, 200, 240 °C) с выдержкой 5 с. На стадии «Partitioning» образцы выдерживали от 10 до 3600 с при температуре «P» (220, 250, 300 °C), далее следовало окончательное охлаждение в воде. Таким образом, каждой из температур «Q» соответствовали выдержки при трех температурах «P» (варианты режимов Q-n-P-обработки приведены в таблице). Температуру «Q» выбирали ниже точки  $M_{\rm H}$  стали 60C2XФА, составляющей 257 °C (определена магнитометрическим методом). Для сравнения исследовали образец, подвергнутый закалке в воде (20 °C) от 880 °C (выдержка 5 мин).

Объемные изменения образцов при нагреве фиксировали с помощью оптического дифференциального

#### Номера вариантов Q-n-P-обработки стали 60C2XФА

Numbers of	the variants of Q&P-treatme	nt
	for steel 60Si2CrV	

Температура	Температура «Quenching», °C:						
«Partitioning», °C	120	160	200	240			
220	1	4	7	10			
260	2	5	8	11			
300	3	6	9	12			

дилатометра. Образцы нагревали в печи дилатометра со скоростью ~1 К/с, запись вели в интервале температур 100 – 600 °С, фиксируя перемещение светового зайчика на барабане, удаленном от зеркала на расстоянии 400 мм. В качестве эталона при дифференциальной записи использовали образец из стали 60С2ХФА, подвергнутый закалке от 880 °С в воду и отпуску при 650 °С в течение 4 ч для стабилизации микроструктуры и отсутствия превращений в интервале температур нагрева. Количество остаточного аустенита определяли рентгенографическим методом на дифрактометре ДРОН-3 при использовании железного  $K_a$ -излучения.

#### Результаты исследований

На рис. 1 представлена дилатограмма закаленного образца, на которой можно выделить несколько характерных участков. На участке AB (100 – 260 °C) фиксируется ход кривой вверх, т.е. превалирует расширение эталона. На участке BC (260 – 400 °C) кривая идет вниз с небольшим наклоном, что указывает на более значительное расширение образца. На участке CD



Рис. 1. Дифференциальные дилатометрические кривые нагрева стали 60С2ХФА: закаленный образец и образец, подвергнутый Q-n-P-обработке по варианту № 6 (длительность «Р» 300 с)

Fig. 1. Differential dilatometric heating curves of 60Si2CrV steel: as-quenched sample and sample, subjected to Q&P-treatment according to variant no. 6 ("Partitioning" duration 300 s) (400 – 500 °C) кривая идет резко вверх, сменяясь затем более пологим нарастающим участком DE. Сопоставляя профиль кривой с классической дилатометрической кривой нагрева закаленной стали [21], можно сделать вывод, что рост на участке АВ связан с первым превращением при отпуске, т.е. с начальной стадией распада мартенсита, сопровождающегося уменьшением объема закаленного образца. На участке ВС образец расширяется интенсивнее эталона, т.е. в нем идет процесс, компенсирующий усадку, связанную с распадом мартенсита. Таким процессом, очевидно, является второе превращение при отпуске [21], т.е. распад остаточного аустенита, вызывающий рост удельного объема стали. Начиная с ~400 °C, основной вклад в изменение длины образца вносит третье превращение (дораспад мартенсита), приводящее к наиболее интенсивному уменьшению периода решетки мартенсита. В результате длина образца резко уменьшается, что выражается в скачке вверх дифференциальной кривой на участке CD. При температуре свыше ~500 °С кривая имеет пологий восходящий характер. Поскольку к моменту завершения третьего превращения практически весь углерод выходит из решетки мартенсита, более интенсивное тепловое расширение эталона на участке *DE*, по всей видимости, связано с протеканием в закаленном образце рекристаллизации фазонаклепанного феррита, что также сопровождается уменьшением удельного объема металла.

Проведение О-п-Р-обработки существенно повлияло на характер объемных изменений в стали при нагреве (результаты частично представлены на рис. 2). Сравнение с закаленным состоянием (см. рис. 1) показало, что произошло общее смещение кривой вниз относительно закаленного образца. Резко возросла величина объемного эффекта на отрезке B'C' (аналогичном участку ВС при закалке), при этом начало участка сместилось к 270 °C. Если считать этот эффект следствием  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения при распаде остаточного аустенита, то можно констатировать резкое увеличение доли Аост в структуре Q-n-P-образца по сравнению с закаленным состоянием. Это предположение было подтверждено проведением рентгенографических исследований закаленного образца и образца, подвергнутого Q-n-P-обработке по режиму № 6 («Р» – 300 с). Анализ дифрактограмм, представленных на рис. 3, показал присутствие повышенного количества А<sub>ост</sub> (24,2 %) в Q-n-P-образце,



Рис. 2. Дифференциальные дилатометрические кривые нагрева стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-n-P-обработке по вариантам: № 2 (*a*); № 5 (*б*); № 8 (*s*); № 11 (*c*) при различной длительности выдержки на стадии «Partitioning», c: *l* - 10; *2* - 20; *3* - 30; *4* - 60; *5* - 300; *6* - 600; *7* - 1200; *8* - 1800; *9* - 3600

Fig. 2. Differential dilatometric heating curves of 60Si2CrV steel, subjected to Q&P-treatment according to variants no. 2 (a), no. 5 (δ), no. 8 (s) and no. 11 (z) with different «partitioning» duration at s: 1 - 10; 2 - 20; 3 - 30; 4 - 60; 5 - 300; 6 - 600; 7 - 1200; 8 - 1800; 9 - 3600



Рис. 3. Дифрактограммы стали 60С2ХФА: закаленный образец и образец, подвергнутый Q-n-P-обработке по варианту № 6 (длительность «Р» 300 с)

Fig. 3. XRD patterns of 60Si2CrV steel: as-quenched sample and sample, subjected to Q&P-treatment according to variant no. 6 ("Partitioning" duration 300 s)

в то время как в закаленном образце доля  ${\rm A}_{_{\rm oct}}$  составила лишь 9,8 %.

Присутствие повышенного количества  $A_{oct}$  объясняет ход кривой вниз на начальном участке (*A'B'*), что указывает на более активное расширение Q-n-P-образца в интервале температур 100 - 270 °C. Это связано с тем, что аустенит обладает более высоким (в 1,3 – 1,4 раза) [22], чем феррит, коэффициентом линейного теплового расширения, поэтому смесь а-и γ-фаз (в Q-n-P-образце) расширяется при нагреве более интенсивно, чем α-фаза (в закаленном образце).

Кроме того, мартенсит, присутствующий в Q-n-Pобразце, подвергся отпуску на стадии «Р», следовательно при нагреве в печи дилатометра в интервале 100 – 260 °C этот образец не испытывал первого превращения, что также способствовало более интенсивному расширению Q-n-P-образца по сравнению с эталоном. Следует отметить, что участок С'D', относящийся к дораспаду мартенсита, начинается в Q-n-P-образце при более высокой температуре (430 °C). Смещение точки перегиба С вверх по температурной шкале вероятно вызвано более растянутым процессом распада остаточного аустенита, который завершается в Q-n-P-образце при более высокой температуре, чем в закаленном. И, наконец, величина эффекта С'Д' примерно на 25 % ниже аналогичного эффекта в закаленном образце. Это является следствием перераспределения части углерода из мартенсита в аустенит на стадии «partitioning», в результате чего мартенсит в Q-n-P-образце обладает меньшей степенью тетрагональности, и при выделении цементита период его решетки уменьшается не столь значительно.

Анализ полученных данных показывает, что для большинства Q-n-P-режимов вид дилатограмм соответствует представленному на рис. 1, т.е. со снижением кривой на этапе *AB* и резким «провалом» на участке *BC*. В особенности это относится к режимам по вариантам  $\mathbb{N} = 1 - 6$ . При более высоких температурах «Q» (особенно при 240 °C) кривые для режимов с малой продолжительностью выдержки на стадии «partitioning» (10 – 45 с) схожи с кривой для случая закалки.

Поскольку Q-n-P-обработка нацелена на повышение доли остаточного аустенита, то наибольший интерес представляет анализ величины дилатометрического эффекта на участке ВС. Именно этот эффект отражает распад остаточного аустенита и, следовательно, косвенно характеризирует количество Аост в образце. Данные о величине эффекта ВС для разных Q-n-P-режимов сведены на рис. 4. Из него следует, что при Q = 160 – 240 °C величина эффекта сначала нарастает по мере увеличения длительности «partitioning», а достигнув максимума, снижается при длительных выдержках. При этом время «partitioning», необходимое для достижения максимального эффекта, обратно пропорционально температуре «Р». При Q = 120 °C фиксируется обратная картина: величина эффекта максимальна при начальных выдержках, снижаясь или не изменяясь по мере дальнейшего роста времени выдержки.

Если принять, что величина эффекта *BC* пропорциональна количеству  $\gamma$ -фазы в образце, то становится очевидным, что режим Q-n-P-обработки оказывает существенное влияние на количество остаточного аустенита в стали 60С2ХФА. Как следует из рис. 4, *d*, на котором представлена максимальная величина эффекта *BC* для режимов с повышенной температурой «Р» (260 и 300 °C), количество  $A_{oct}$  существенно повышается по мере увеличения температуры «Q» (при этом для обеих температур «partitioning» получены примерно одинаковые результаты). В то же время, при «Р», равной 220 °C,



Рис. 4. Величина эффекта *BC* на дилатограммах Q-n-P-образцов в зависимости от длительности выдержки на стадии «partitioning» для различных режимов: № 1 – 3 (*a*); № 4 – 6 (*б*); № 7 – 9 (*b*), № 10 – 12 (*c*). Максимальная величина эффекта *BC* в зависимости от температуры «Q» (*d*). Температура «P», °C: *I* – 220; *2* – 260; *3* – 300

Fig. 4. Values of *BC* effect on dilatometric curves of Q&P-treated specimens as a function of "Partitioning" duration (a - c) for different regimes: 1 - 3 (*a*), 4 - 6 ( $\delta$ ), 7 - 9 ( $\epsilon$ ), 10 - 12 (c). The maximum values of *BC* effect as a function of "Quenching" temperature (d) at °C: 1 - 220; 2 - 260; 3 - 300

количество  $A_{oct}$  практически не зависит от температуры «Q», находясь на минимальном уровне.

Такие результаты можно объяснить действием двух факторов. Во-первых, с повышением температуры «Q» уменьшается количество мартенсита и, соответственно, растет «базовая» доля аустенита, который можно стабилизировать перераспределением углерода. При этом важна и температура «partitioning», предопределяющая интенсивность диффузии атомов углерода и скорость насыщения им аустенита. Очевидно, что при температуре «P», равной 260 – 300 °С, диффузионные процессы перераспределения идут намного активнее, чем при 220 °С, поэтому в последнем случае количество  $A_{ocr}$ определяется именно заторможенностью диффузии атомов углерода.

Таким образом, Q-n-P-обработка приводит к росту доли остаточного аустенита в стали 60С2ХФА по сравнению с закалкой. Для получения повышенного количества  $A_{oct}$  температура «Q» должна быть не ниже 160 °С, а температура «P» – не ниже 260 °С. При выборе режима обработки следует учитывать, что по мере снижения температуры «Q» сокращается продолжительность стадии «partitioning», необходимая для достижения максимального количества  $A_{oct}$ . Это связано с увеличением количества мартенсита закалки, а, следовательно, и межфазной поверхности раздела «аустенит/мартенсит», через которую происходит перераспределение атомов углерода. Также необходимо учитывать, что излишне длительные выдержки на стадии «partitioning» приводят к снижению доли А<sub>ост</sub>, что очевидно связано с его распадом, сопровождающимся выделением карбидов.

Проведенные исследования показали, что дилатометрический метод с достаточной чувствительностью реагирует на изменение микроструктурного состояния стали 60С2ХФА, достигаемого Q-n-P-обработкой, а, следовательно, может использоваться для прогнозной экспресс-оценки содержания остаточного аустенита в структуре. Влияние Q-n-P-обработки на механические свойства кремнийсодержащих пружинных сталей представляет интерес для дальнейших исследований.

#### Выводы

Дилатометрический метод исследований впервые использован для анализа структурного состояния и превращений, протекающих при нагреве в рессорной стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-n-P-обработке. Показана возможность применения дилатометрического метода для прогнозирования микроструктуры и выбора оптимального режима Q-n-P-обработки стали.

В Q-n-P-образцах выявлено резкое повышение величины дилатометрического эффекта, соответствующего второму превращению при отпуске (~270-430 °C), что свидетельствует об увеличении доли остаточного аустенита в стали 60С2ХФА в результате проведения Q-n-P-обработки.

Для получения максимального количества остаточного аустенита в стали 60С2ХФА температура «Q» должна составлять 160 – 240 °C, а температура «P» – 260 – 300 °C. Длительность стадии «partitioning» необходимо выбирать с учетом экстремального характера зависимости доли  $A_{oct}$  от времени выдержки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C. etc. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation // Acta Materialia. 2003.Vol. 51. P. 2611 – 2622.
- Speer J.G., Edmonds D.V., Rizzo F.C. etc. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation // Solid State and Materials Science. 2004. Vol. 8. P. 219 – 237.
- Edmonds D.V., He K., Rizzo F.C. etc. Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment // Materials Science and Engineering A. 2006. Vol. 438. P. 25 – 34.
- Santofimia M.J., Zhao L., Sietsma J. Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2011. Vol. 42A. P. 3620 – 3626.
- Zhong N., Wang X.D., Wang L. etc. Enhancement of the mechanical properties of aNb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process // Materials Science and Engineering A. 2009. Vol. 506. P. 111 – 116.
- Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н. Микроструктурные особенности, механические свойства и термическая обработка бейнитных сталей // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. 2016. Т. 18. № 3. С. 160 181.
- Jing S., Hao Y. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process // Materials Science & Engineering A. 2013. Vol. 586. P. 100 – 107.
- Hesse O., Merker J., Brykov M. etc. Zur Festigkeit niedriglegierter Stäble mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegen abrasiven Verschleiß // Tribologie und Schmierungstechnik. 2013. Vol. 60 (6). P. 37 – 43.
- Koval' A.D., Efremenko V.G., Brykov M.N. etc. Principles of development of grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive wear resistance of iron-based alloys // Journal of Friction Wear. 2012. Vol. 33 (1). P. 39 – 46.

- Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P. etc. Abrasive resistance of metastable V–Cr–Mn–Ni spheroidal carbide cast irons using the factorial design method // International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 2016. Vol. 23 (6). P. 645 – 657.
- Toji Y., Miyamoto G., Raabe D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation // Acta Materialia. 2015. Vol. 86. P. 137 147.
- Clarke A.J. Speer J.G., Miller M.K. etc. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quenching and partition (Q&P) process: A critical assessment // Acta materialia. 2008. Vol. 56. P. 16 – 22.
- Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.М. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
- Maheswari N., Chowdhury S., Kumar K.C. etc. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels // Materials science &engineering A. 2014. Vol. 600. P. 12 – 20.
- Liu S.G., Dong S.S., Yang F. Application of quenching-partitioningtempering process and modification to a newly designed ultrahigh steel // Materials and design. 2014. No. 56. P. 37 – 43.
- Huang X., Liu W., Huang Y. etc. Effect of a quenching-long partitioning treatment on the microstructure and mechanical properties of a 0.2 C % bainitic steel // Journal of materials processing technology. 2015. Vol. 222. P. 181 187.
- Toji Y. Matsuda H., Herbig M. etc. Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy // Acta materialia. 2014. Vol. 65. P. 215 – 228.
- 18. Speer J. G., De Moor E., Findley K.O. etc. Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel // Metallurgical and materials transactions: A. 2011. Vol. 42A. P. 3591 – 3601.
- 19. Zhao P., Zhang B., Cheng C. etc. The significance of ultrafine filmlike retained austenite in governing very high cycle fatigue behavior in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel // Materials science and engineering: A. 2015. Vol. 645. P. 116 – 121.
- 20. Santigopal S., Sourav D., Debalay Ch. etc. Development of multiphase microstructure with bainite, martensite and retained austenite in a co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment // Metallurgical and materials transactions: A. 2013. Vol. 13. P. 5653 5664.
- Гуляев А.П. Металловедение: Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
- **22.** Шмыков А.А. Справочник термиста. М.: Машгиз, 1961. 392 с.

Поступила в редакцию 14 августа 2017 г. После доработки 5 ноября 2017 г. Принята к публикации 25 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 42-48.

#### VOLUMETRIC CHANGES AT HEATING IN STEEL 60Si2CrV SUBJECTED TO Q&P TREATMENT

#### V.I. Zurnadzhi<sup>1</sup>, V.G. Efremenko<sup>1</sup>, M.N. Brykov<sup>2</sup>, V.G. Gavrilova<sup>1</sup>, E.V. Tsvetkova<sup>1</sup>

#### <sup>1</sup>Azov State Technical University, Mariupol, Donetsk Region, Ukraine <sup>2</sup>Zaporizhia National Technical University, Zaporizhia, Ukraine

Abstract. The paper presents results of the investigation of phasestructural transformations and volumetric changes that occur during heating in high-silicon spring steel 60Si2CrV subjected to Q&P(quenching and partition) treatment. Chemical composition of the steel was: 0.53 % C; 1.46 % Si; 0.44 % Mn; 0.95 % Cr; 0.10 % V; 0.016 % S; 0.013 % P. Steel samples were subjected to Q-n-P treatment as follows: a) austenitization at 880 °C; b) quenching with the cooling stop at 120, 160, 200 and 240 °C; c) subsequent holding at 220, 250 and 300 °C with duration from 10 to 3600 s; d) final cooling in water. The volumetric changes during heating were studied using an optical differential dilatometer at a heating rate of 1 K/s. As a reference, a sample of the same steel stabilized by high tempering was used. The amount of retained austenite was determined by X-ray diffraction using a diffractometer DRON-3 with Fe-radiation. It is found that on the heating curves of Q&P samples, the sections corresponding to different transformations during tempering are clearly identified. On dilatograms of the Q&P samples, dilatometric effect corresponding to the second transformation during tempering (270 – 430 °C) was found to be increased dramatically, indicating an increase in retained austenite amount compared to the quenched state as a result of Q&P treatment (as confirmed by Xray study). At the same time, value of the effect corresponding to the third transformation during tempering was found to be decreased. To obtain the maximum amount of retained austenite in 60Si2CrVsteel, the partitioning temperature should be of 260 - 300 °C, while the quenching completion temperature should be of 160 - 240 °C. The amount of retained austenite rises substantially as the quenching temperature increases. Duration of the partitioning stage should be selected taking into account the extreme character of austenite dependence on the partitioning time. As a result of the work, an effective applicability of the dilatometric method for analyzing the steel structural state and choosing the optimal mode of Q&P treatment was demonstrated.

*Keywords*: Q&P treatment, quenching, dilatometry, retained austenite, martensite, carbon redistribution, tempering transformations.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-1-42-48

#### REFERENCES

- 1. Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C. etc. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*. 2003, vol. 51, pp. 2611–2622.
- 2. Speer J.G., Edmonds D.V., Rizzo F.C. etc. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. *Solid State and Materials Science*. 2004, vol. 8, pp. 219237.
- 3. Edmonds D.V., He K., Rizzo F.C. etc. Quenching and partitioning martensite A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering A*. 2006, vol. 438, pp. 25–34.
- 4. Santofimia M.J., Zhao L., Sietsma J. Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels. *Metallurgical and Materials Transactions: A.* 2011, vol. 42A, pp. 3620–3626.
- Zhong N., Wang X.D., Wang L. etc. Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process. *Materials Science and Engineering A*. 2009, vol. 506, pp. 111–116.
- Yurchenko A.N., Simonov Yu.N. Microstructural features, mechanical properties and heat treatment of bainitic steel. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie.* 2016, vol. 18, no. 3, pp. 160181. (In Russ.).
- Jing S., Hao Y. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. *Materials Science & Engineering A*. 2013, vol. 586, pp. 100–107.
- Hesse O., Merker J., Brykov M. etc. Zur Festigkeit niedriglegierter Stäble mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegen abrasiven Verschleiß. *Tribologie und Schmierungstechnik.* 2013. vol. 60 (6), pp. 37–43. (In Germ.)
- Koval' A.D., Efremenko V.G., Brykov M.N. etc. Principles of development of grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive wear resistance of iron-based alloys. *Journal of Friction Wear*. 2012, vol. 33 (1), pp. 39–46.
- Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P. etc. Abrasive resistance of metastable V–Cr–Mn–Ni spheroidal carbide cast irons using the factorial design method. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2016, vol. 23 (6), pp. 645–657.

- 11. Toji Y., Miyamoto G., Raabe D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. *Acta Materialia*. 2015, vol. 86, pp. 137–147.
- **12.** Clarke A.J. Speer J.G., Miller M.K. etc. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quenching and partition (Q&P) process: A critical assessment. *Acta materialia*. 2008, vol. 56, pp. 16-22.
- Kurdiumov G.V., Utevskii L.M., Entin R.I.M. Prevrashcheniya v zheleze i stali [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977, 236 p. (In Russ.).
- Maheswari N., Chowdhury S., Kumar K.C. etc. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels. *Materials science & engineering A*. 2014, vol. 600, pp. 12–20.
- Liu S.G., Dong S.S., Yang F. Application of quenching-partitioning-tempering process and modification to a newly designed ultrahigh steel. *Materials and design*. 2014, no. 56, pp. 37–43.
- Huang X., Liu W., Huang Y. etc. Effect of a quenching-long partitioning treatment on the microstructure and mechanical properties of a 0.2 C % bainitic steel. *Journal of materials processing technology*. 2015, vol. 222, pp. 181–187.
- **17.** Toji Y. Matsuda H., Herbig M. etc. Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy. *Acta materialia*. 2014, vol. 65, pp. 215228.
- Speer J. G., De Moor E., Findley K.O. etc. Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel. *Metallurgical and materials transactions: A.* 2011, vol. 42A, pp. 3591–3601.
- **19.** Zhao P., Zhang B., Cheng C. etc. The significance of ultrafine filmlike retained austenite in governing very high cycle fatigue behavior in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel. *Materials science and engineering: A.* 2015, vol. 645, pp. 116121.
- **20.** Santigopal S., Sourav D., Debalay Ch. etc. Development of multiphase microstructure with bainite, martensite and retained austenite in a co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment. *Metallurgical and materials transactions: A.* 2013, vol. 13, pp. 5653–5664.
- **21.** Gulyaev A.P. *Metallovedenie: uchebnik dlya vuzov* [Metal science. Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 544 p. (In Russ.).
- Shmykov A.A. Spravochnik termista [Handbook of heat-treater]. Moscow: Mashgiz, 1961, 392 p. (In Russ.).

#### Information about the authors:

**V.I. Zurnadzhi**, Postgraduate of the Chair of Material Science and Advanced Technologies (vadim.zurnadzhy@gmail.com)

V.G. Efremenko, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Physics

**M.N. Brykov,** Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Welding Technology and Equipment

V.G. Gavrilova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of Material Science and Advanced Technologies

**E.V. Tsvetkova,** Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Professor of the Chair of Physics

Received August 14, 2017 Revised November 5, 2017 Accepted December 25, 2018 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 49 – 56. © 2019. Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Смарыгина И.В., Киндоп В.Э.

УДК 669.786:620.193:669.14.018.8

# КОРРОЗИОННАЯ И КАВИТАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ В МОРСКОЙ ВОДЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЗОТИСТЫХ ХРОМОНИКЕЛЬМАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ\*

**Капуткина Л.М.,** д.ф.-м.н, профессор, главный научный сотрудник кафедры обработки металлов давлением (kaputkina@mail.ru)

Свяжин А.Г., д.т.н., профессор, главный научный сотрудник кафедры металлургии стали,

новых производственных технологий и защиты металлов

Смарыгина И.В., к.т.н., доцент кафедры пластической деформации специальных сплавов

Киндоп В.Э., к.т.н., старший научный сотрудник, зам. начальника управления науки

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Экспериментально исследована коррозионная и кавитационная стойкость в морской воде высокопрочных экономнолегированных азотистых хромоникельмарганцевых сталей 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2 в сравнении с хромоникелевыми сталями 04Х18Н9 и 04Х18АН9. Испытания на стойкость к питтинговой коррозии осуществляли химическим методом в тестовом растворе 100 г/л FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O. Стойкость к общей коррозии оценивали испытаниями в синтетической морской воде (3 % NaCl). Испытание на кавитационную стойкость в морской воде проводили с использованием научно-исследовательского стенда высокоинтенсивных кавитационных воздействий с применением ультразвуковой установки UIP 1000hd HielscherUltrasonic в 3 %-ном растворе NaCl в воде при частоте колебаний 20 кГц, мощности 1000 Вт и амплитуде 25 мкм в течение 8 – 36 ч. После кавитационного воздействия оценивали степень повреждения и изменение микротвердости поверхности образцов, изменение фазового состава и массы образцов в результате испытаний. Показано, что стали 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2 не подвержены образованию питтингов в морской воде и в растворе хлорида железа и имеют скорость общей коррозии ниже, чем у хромоникелевых сталей типа Х18Н9. Ультразвуковая кавитация может приводить не только к поверхностным повреждениям за счет эрозии, усилению локальной коррозии, но и к изменению их физических и механических свойств за счет наклепа и фазовых превращений. Стали 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2 с термически и механически стабильным аустенитом более стойки к ультразвуковой кавитации в морской воде по сравнению с хромоникелевыми сталями, особенно с менее прочной и менее стабильной сталью 04X18H9. Так, после кавитационного воздействия в течение 36 ч на образцы хромоникелевых сталей 04X18H9 и 04Х18АН9, находящиеся в морской воде, наблюдались существенные изменения их состояния: значительное повреждение (травление) и упрочнение поверхности, а также образование небольшого количества мартенсита в стали 04Х18Н9. У образцов сталей 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2 обнаружены лишь незначительное изменение состояния поверхности и упрочнение поверхностных слоев.

*Ключевые слова*: хромоникельмарганцевые азотистые стали, кавитационная стойкость, коррозионная стойкость, питтинговая коррозия, общая коррозия.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-49-56

#### Введение

Аустенитные хромоникельмарганцевые коррозионностойкие стали были созданы как компромиссное решение для достижения высокой стабильности аустенита при пониженных, вплоть до криогенных, температурах без увеличения стоимости и существенного снижения стойкости к общей коррозии.

Вместе с тем, легирование марганцем может приводить к снижению сопротивления локальным видам коррозии, в частности, к питтинговой и межкристаллитной коррозии. Основной метод борьбы – повышение чистоты стали по вредным примесям.

Легирование азотом позволяет не только компенсировать возможное отрицательное влияние марганца, но и существенно повысить стабильность аустенита как при высоких, так и при низких температурах, а также при деформации. Наряду с этим, азот эффективно повышает прочность и, при повышении его содержания в твердом растворе и предотвращении выделения особенно крупных частиц избыточных фаз, сопротивление всем видам коррозии в хлорсодержащих средах [1 – 8].

Детали многих конструкций, машин и механизмов (двигателей, насосов, топливной аппаратуры, отдельных частей обшивки судов) часто работают в условиях кавитирующей жидкости, подвергаясь интенсивной эрозии.

Кавитационное воздействие на твердое тело, помещенное в агрессивную среду, проявляется через различные эффекты: собственно кавитационную эрозию, включающую стадии деформации, упрочнения и разрушения, а также различные виды коррозии. Кавитацион-

<sup>\*</sup> Результаты получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России (RFMEFI57514X0071).

ное воздействие может заметно снизить сопротивление коррозии, особенно локальной питтинговой.

Установлено [9, 10], что главной причиной кавитацонной эрозии металлических поверхностей является схлопывание вблизи них кавитационных пузырьков. Эффект от воздействия одного отдельного пузырька естественно мал, но при воздействии большого числа пузырьков, схлопывающихся с образованием ударных волн, давление которых достигает сотен МПа, как это бывает, например, при ультразвуковой обработке [11, 12], приводит к заметной кавитационной эрозии с образованием глубоких локальных каверн [13].

Отмечают, что повышение прочности и коррозионной стойкости материала может замедлить кавитационную эрозию [14].

Традиционным критерием эрозионной стойкости материала служит потеря его массы (объема) за определенный период времени кавитационного воздействия или длительность инкубационного периода – времени до начала эрозионного разрушения [15 – 17]. Однако, учитывая сложность процессов, определение этих критериев часто недостаточно для описания изменений, происходящих в материале, и обычно используют простое сопоставление кавитационной стойкости различных материалов в конкретной агрессивной среде.

Целью настоящей работы являлась оценка коррозионной стойкости и ультразвуковой кавитационной эрозии в морской воде новых высокопрочных коррозионностойких сталей, сопоставление влияния на эти характеристики разного легирования и уровня механических свойств.

#### Материал и методика исследования

Исследования выполнены на разработанных [18, 19] высокопрочных аустенитных азотистых хромоникельмарганцевых сталях (10Х19Г10Н6АМ2, 09Х19Г10Н6АМ2Д2) различного состава, хромоникелевой легированной азотом 04Х18АН9 и традиционной стали 04Х18Н9 (табл. 1).

Стали получены лабораторной выплавкой в вакуумной индукционной печи с использованием чистой шихты. Размеры слитков составили: диаметр 80 мм, высота 170 мм, масса слитков 9,5 кг, после отрезки прибыльной части – 7,5 кг. Слитки подвергнуты ковке и прокатке со степенью деформации ~25 % в последнем проходе. Деформация проводилась при температурах, соответствующих аустенитной области, с температуры конца прокатки осуществлялось охлаждение водой (закалка на твердый раствор).

Механические свойства сталей определяли путем измерения твердости HV (ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007), испытаний на растяжение (ГОСТ 1497-84) и ударный изгиб (ГОСТ 9454-78).

Стойкость стали к питтинговой коррозии и общей коррозии определяли в 3 %-ном растворе NaCl в воде.

Испытания на стойкость к питтинговой коррозии осуществляли по ГОСТ 9.912-89 химическим методом в тестовом растворе 100 г/л FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O [20], вычисляли среднюю условную скорость питтинговой коррозии. Поскольку не существует регламента на скорость питтинговой коррозии, стойкость к данному виду коррозии оценивали путем сравнения результатов для разработанных сталей и стали 04X18H9.

Стойкость к общей коррозии оценивали испытаниями в синтетической морской воде (3 % NaCl). Определена обычно регламентируемая для коррозионностойких сталей скорость общей коррозии в мм/год (по потере массы образцов  $\Delta m$ , отнесенной к плотности, продолжительности выдержки *t* и площади поверхности образцов *S*). О стойкости сталей 10Х19Г10Н6АМ2, 09Х19Г10Н6АМ2Д2 к общей коррозии судили на основе сравнения полученных характеристик исследуемых сталей с таковыми для хромоникелевых сталей 04Х18Н9 и 04Х18АН9.

Оценки кавитационной стойкости проводили с использованием научно-исследовательского стенда высокоинтенсивных кавитационных воздействий с применением ультразвуковой установки UIP 1000hd Hielscher Ultrasonic и установки аппаратно-программный комплекс АПК «Нанохим»<sup>1</sup>.

Образцы для исследований кавитационной стойкости в виде дисков размером 50×3,5 мм с полированной поверхностью изготовлены из горячекатаных листов толщиной 4 мм всех исследуемых сталей. Обработку образцов в ультразвуковом поле проводили в ячейке объемом 300 мл в 3 %-ном растворе NaCl в воде при Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Table 1. Chemical composition of the investigated steels (wt. %)

Марка стали	С	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Cu	Р	S	Al	Ν
10Х19Г10Н6АМ2	0,096	18,7	6,1	10,1	1,7	0,23	0,01	0,011	< 0,005	<0,005	0,31
09Х19Г10Н6АМ2Д2	0,092	19,2	6,0	10,1	1,7	0,20	2,05	0,014	< 0,005	<0,005	0,35
04X18AH9	0,043	18,4	8,9	1,3	0,05	0,22	0,01	0,014	0,015	0,017	0,18
04X18H9	0,035	18,5	8,6	1,2	0,05	0,20	0,006	0,014	0,015	0,012	0,02

<sup>1</sup> В проведении экспериментов принимал участие инженер НИТУ «МИСиС» Лысов Д.В.

комнатной температуре (температура поддерживалась постоянной 20 °C при помощи термостата) в течение 8, 24 и 36 ч с контролем состояния поверхности. Частота колебаний составляла 20 кГц, мощность 1000 Вт, амплитуда 25 мкм. Расстояние от сонотрода до образца 10 мм, диаметр сонотрода 22 мм.

Сравнивали степень повреждения поверхности образцов при разных увеличениях – от визуального наблюдения до 500-кратного. Кроме того, оценивали изменение фазового состава магнитнометрически с помощью ферритометра «МВП-2М» и массы образцов в результате испытаний, а также изменение распределения микротвердости HV 0,1 (ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007, нагрузка 100 г, выдержка 15 с) по поверхности испытанных образцов с шагом 1,5 мм.

#### Результаты и обсуждение

Механические свойства сталей приведены в табл. 2. Наибольшей прочностью при довольно высоких показателях пластичности и вязкости, в том числе и при низких температурах, обладают стали 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2. При этом они имеют полностью аустенитную структуру без избыточных фаз [19], что благоприятно для реализации высокой коррозионной стойкости азотистых сталей в хлорсодержащих средах.

После испытаний на стойкость к коррозии в 3 %-ном растворе NaCl на образцах сталей 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2 питтинги не обнаружены, на образцах сталей 04Х18АН9 и 04Х18Н9 [20] питтинги образуются, распределены равномерно (рис. 1). Таким образом, по результатам испытаний в 3 %-ном растворе NaCl стали разделились на две группы: не подверженные образованию питтингов в хлорсодержащей среде (стали 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2) и подверженные питтинговой коррозии (стали 04Х18Н9 и 04Х18АН9). На всех образцах по краям рабочей зоны, в месте соприкосновения гидроизоляционного уплотнителя с поверхностью металла, появились следы от щелевой коррозии – растрав поверхности в виде круга или его секторов (см. рис. 1).

Таблица 2

#### Механические свойства исследуемых сталей

Table 2. Mechanical properties of investigated steels

Марка стали	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠα	δ, %	КСU <sub>-100</sub> , МДж/м <sup>2</sup>			
10Х19Г10Н6АМ2	925	690	33	2,25			
09Х19Г10Н6АМ2Д2	940	700	27	2,00			
04X18AH9	750	400	63	2,50*			
04X18H9	570	250	60	_			
*Испытания проведены при -163 °С.							



Рис. 1. Внешний вид образцов сталей 09Х19Г10Н6АМ2Д2 (*a*) и 04Х18Н9 (*б*) [20] после испытаний в среде 3 % NaCl (внешний диаметр образцов 20 – 21 мм, диаметр рабочий зоны 11 мм, толщина образцов 3,0 – 4,0 мм)

Fig. 1. Appearance of the samples of steels Cr19Mn10Ni6Mo2Cu2N (*a*) and Cr18Ni9 ( $\delta$ ) after testing in the environment of 3 % NaCl (external diameter of the samples -20 - 21 mm, diameter of working zone -11 mm, thickness of the samples -3.0 - 4.0 mm)

В табл. 3 приведены данные о скорости коррозии в 3 %-ном растворе NaCl и в тестовом растворе 100 г/л FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O. Скорость коррозии в 3 % NaCl приведена в обычно принятых единицах мм/год и за 36 ч, т. е. за время испытаний на стойкость к ультразвуковой кавитации.

Оценка стойкости сталей к питтинговой коррозии в тестовом растворе хлорида железа (см. табл. 3) подтвердила результаты аналогичных испытаний в 3 %-ном водном растворе NaCl. Процесс питтинговой коррозии образцов сталей 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2 в растворе хлорида железа не протекает, их масса увеличилась из-за образования на поверхности сталей тонкой пленки продуктов общей коррозии, а величины средней условной скорости питтинговой коррозии сталей 04Х18Н9 и 04Х18АН9, как и в случае испытаний в 3 % NaCl, близки между собой.

Таблица З

# Результаты испытаний исследуемых сталей на стойкость к питтинговой коррозии в 100 г/л FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O и к общей коррозии в морской воде (3 % NaCl)

Table 3. Test results of the investigated steels on resistance to pitting corrosion in 100 g/l, FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O and to general corrosion in seawater (3% NaCl)

Марка стали	Средняя условная скорость питтинговой коррозии, г·м <sup>-2</sup> ч <sup>-1</sup>	Скорость коррозии, мм/год	Скорость коррозии, мм/36 ч	
10Х19Г10Н6АМ2	_	0,0026	10,7.10-6	
09Х19Г10Н6АМ2Д2	_	0,0027	$11, 1.10^{-6}$	
04X18H9	6,49	0,0091	37,4.10-6	
04X18AH9	5,46	0,0058	23,8.10-6	

Скорость общей коррозии в морской воде у всех сталей мала, менее 0,01 мм/год, при этом наименьшее значение получено на образцах сталей 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2.

Влияние ультразвукового воздействия в течение 8, 24 и 36 ч в 3 % NaCl привело к следующим эффектам: повреждению поверхности, изменению механических свойств и структуры поверхностных слоев.

Изменение состояния поверхности в ходе ультразвукового воздействия в течение различного времени сравнивали на сталях 09Х19Г10Н6АМ2Д2 и 04Х18Н9. Более подробно на всех сталях исследовали влияние ультразвукового воздействия в течение 36 ч.

Общий вид и схематическое изображение поврежденной поверхности образцов в результате ультразвукового кавитационного воздействия приведены на рис. 2, а на рис. 3, 4 представлены характерные изменения поверхности различных зон исследованных сталей.



Рис. 2. Схематичное изображение состояния поверхности после кавитационного воздействия (*a*) и внешний вид образца стали 04Х18АН9 после кавитационного воздействия в течение 36 ч в 3 %-ном растворе NaCl (*б*) (диаметр образцов 50 мм)

Fig. 2. Schematic representation of the surface condition after the cavitation (*a*) and appearance of steel Cr18Ni9N sample after cavitation for 36 hours in 3% NaCl solution ( $\delta$ ) (diameter of the samples – 50 mm)



Расстояние от центра образца, мм

Рис. 3. Состояние поверхности исследуемых образцов после кавитационного воздействия в течение 36 ч в 3 %-ном растворе NaCl, ×500

Fig. 3. Surface condition of the samples after cavitation for 36 hours in 3 % NaCl solution, ×500



Рис. 4. Панорама поверхности образца стали 04X18АН9 с обозначением зон после ультразвукового кавитационного воздействия в течение 36 ч в 3 %-ном растворе NaCl

Fig. 4. View of the sample surface of steel Cr18Ni9N with the designation of zones after ultrasonic cavitation exposure for 36 hours in 3 % NaCl solution

Образцы стали 09Х19Г10Н6АМ2Д2 после кратковременного воздействия в течение 8 ч остались блестящими, визуально наблюдался слабозаметный эффект, заключающийся в появлении едва заметной матовости на поверхности образца в виде концентрических окружностей, который незначительно усиливался при увеличении времени воздействия до 24 и 36 ч (см. рис. 2, *a*). Максимальный радиус окружностей составил примерно 16 мм, что несколько больше размера сонотрода. Окружности имеют размытые очертания, расстояние между ними ~0,7 мм, ширина ~0,2 мм. При увеличении 500 на матовых участках поверхности наблюдалась незначительная шероховатость и небольшие точечные повреждения (см. рис. 3, расстояние от центра образца 4 и 8 мм для стали 09Х19Г10Н6АМ2Д2).

Аналогичное изменение состояния поверхности наблюдается на образце стали 10Х19Г10Н6АМ2, но выражено в меньшей степени (см. рис. 3).

Образцы стали 04X18АН9 и, особенно, стали 04X18Н9 после ультразвукового воздействия в течение 36 ч заметно отличались от образцов сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2.

Поверхность образцов сталей 04Х18Н9 и 04Х18АН9 протравилась более интенсивно, чем образцов сталей 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2 при той же длительности кавитационного воздействия. Различалась и картина распределения повреждения поверхности. У образцов сталей 04Х18Н9 и 04Х18АН9 более резко выражена и распространена на меньшее расстояние общая пораженная область, а также выделяется центральная менее поврежденная область радиусом 2 мм. Кольцо радиусом от 2 до 8 мм протравливается наиболее интенсивно, затем интенсивность травления снижается и на расстоянии более 13 мм от центра поверхность остается блестящей. Для стали 04Х18АН9 степень поражения поверхности меньше и, кроме того, в центральной области радиусом 2 мм отчетливо наблюдаются концентрические окружности разной травимости (см. рис. 2, б и 4).

На образцах стали 04Х18Н9 при увеличении 500 на матовых (протравленных) участках выявляется значительная шероховатость, повреждения поверхности имеют точечную и игольчатую форму, интенсивность повреждения соответствует степени протравленности поверхности разных областей (см. рис. 3, расстояние от центра образца 0, 4 и 8 мм для стали 04X18H9).

На наиболее протравленных участках образцов стали 04X18АН9 при увеличении 500 также наблюдается шероховатая поверхность, но с точечными и отдельными повреждениями в виде микротрещин (см. рис. 3, расстояние от центра образца 0, 4 и 8 мм для стали 04X18АН9).

По степени возрастания поражения поверхности через 36 ч воздействия стали расположились в ряд: 10Х19Г10Н6АМ2; 09Х19Г10Н6АМ2Д2; 04Х18АН9; 04Х18Н9. Таким образом, стали 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2 и по кавитационной стойкости показали преимущество по сравнению со стандартной сталью типа Х18Н9.

Общая картина наблюдаемых изменений в состоянии поверхности образцов исследуемых сталей приведена в табл. 4. Расположение зон, безусловно, зависит от данных эксперимента и может существенно усложняться в реальных условиях эксплуатации (обозначение зон представлено на рис. 4).

Измерение распределения микротвердости HV 0,1 (см. табл. 4) показало, что в результате длительной (36 ч) ультразвуковой кавитации наблюдается небольшое упрочнение поверхности исследуемых сталей. Повышение твердости составило 20 - 40 HV 0,1 относительно исходного состояния. При этом следует отметить более низкие, практически равные исходному уровню значения твердости центральных зон ( $R \approx 2$  мм), а также достаточно большой разброс значений твердости образцов после испытаний. Это связано, очевидно, с особенностями (неравномерностью) процессов деформации и разрушения в условиях испытаний.

Оценка изменения массы образцов в результате испытаний в течение 36 ч показала, что масса образцов сталей в пределах погрешности взвешивания (<0,0001 г) не изменилась, т.е. в условиях данного эксперимента явного изнашивания и потерь металла в результате коррозии и/или эрозии не обнаружено. По крайней мере,

#### Таблица 4

#### Характеристики поверхности образцов, подверженных кавитационному воздействию в 3 %-ном растворе NaCl в течение 36 ч

Марка стали	Зона	Протяженность, мм	Состояние поверхности	Микротвердость HV 0,1		
	A	4	Блестящая; с небольшими точечными повреждениями	240 - 300		
10Х19Г10Н6АМ2	В	12	Блестящая, с незначительной матовостью; с небольши- ми точечными повреждениями и незначительной шероховатостью	270 - 320		
	С	9	280-310			
	A	4	Блестящая; с небольшими точечными повреждениями	260-310		
09Х19Г10Н6АМ2Д2	В	12	Блестящая, с незначительной матовостью; с небольши- ми точечными повреждениями и незначительной шероховатостью	280 - 330		
	С	9	Блестящая	280 - 300		
	A	2	Матовая; шероховатая с повреждениями точечной и и игольчатой формы	200 - 240		
04X18H9	В	11	Матовая, протравленная; с повреждениями точечной и игольчатой формы, со значительной шероховатостью	220 - 260		
	С	12	Блестящая; с точечными повреждениями	230 - 250		
	Α	2	Матовая; с повреждениями точечными и в виде трещин, с шероховатостью	220 - 260		
04X18AH9	В	11	11 Матовая, протравленная; с повреждениями точечными и в виде трещин, со значительной шероховатостью			
	С	12	Блестящая; с точечными повреждениями	240 - 260		

они могли быть не более погрешности измерений и величины привеса за счет образующейся пленки продуктов травления.

Деформация и изменение температуры при ультразвуковой кавитации могут привести и к фазовым превращениям в аустенитных сталях, таким как мартенситное превращение и деформационное старение.

Действительно, в стали 04X18H9 с довольно высоким уровнем температуры  $M_{\rm H} = 61 \,^{\circ}{\rm C}$  [19] после 36-часового испытания появляется небольшое количество мартенсита, который наблюдается в виде «игольчатой» структуры в наиболее поврежденных областях (см. рис. 3). Магнитнометрически с помощью ферритометра, имеющего размер индентора ~1 мм, наблюдается появление  $\alpha$ -фазы (~0,15 %).

Образцы более термически и механически стабильных сталей 10Х19Г10Н6АМ2, 09Х19Г10Н6АМ2Д2 и 04Х18АН9 после 36-часового кавитационного воздействия остались немагнитными.

Таким образом, ультразвуковая кавитация может приводить не только к поверхностным повреждениям за счет эрозии, усилению локальной коррозии даже в сталях, не склонных к образованию питтингов, но и к изменению физических и механических свойств за счет наклепа и фазовых превращений.

#### Выводы

По сравнению с хромоникелевыми сталями типа X18H9 высокопрочные азотистые хромоникельмарганцевые аустенитные стали 10X19Г10H6AM2 и 09X19Г10H6AM2Д2 имеют более высокую коррозионную стойкость к общей и питтинговой коррозии в растворе хлорида железа и морской воде.

Ультразвуковая кавитация аустенитных коррозионностойких сталей может приводить не только к поверхностным повреждениям за счет эрозии, наклепа, разрушения и усиления локальной коррозии, но и к фазовым превращениям. Стали с термически и механически стабильным аустенитом более стойки к ультразвуковой кавитации.

Для замены сталей типа X18H9 можно рекомендовать стали 10X19Г10H6AM2 и 09Х19Г10H6AM2Д2 как экономнолегированные, более высокопрочные, коррозионно- и кавитационностойкие в морской воде.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Jargelius-Pettersson R.F.A. Application of the pitting resistance equivalent concept to some highly alloyed austenitic stainless steels // Corrosion. 1998. Vol. 54 (2). P. 162 – 168.

- Горынин И.В., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю. и др. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 7 16.
- Науменко В.В., Шлямнев А.П., Филиппов Г.А. Азот в аустенитных нержавеющих сталях различных систем легирования // Металлург. 2011. № 6. С. 46 – 53.
- Мушникова С.Ю., Легостаев Ю.Л., Харьков А.А. и др. Исследование влияния азота на стойкость к питтинговой коррозии аустенитных сталей // Вопросы материаловедения. 2004. № 2(38). С. 126 – 135.
- Kaputkina L.M., Smarygina I.V., Kaputkin D.E. etc. Effect of nitrogen addition on physicochemical properties and corrosion resistance of corrosion-resistant steels // Metal Science and Heat Treatment. 2015. Vol. 57(7). P. 395 – 401.
- Janik-Czachor M., Lunarska E., Szklarska-Smialowska Z. Effect of nitrogen content in a 18Cr-5Ni-10Mn stainless steel on the pitting susceptibility in chloride solutions // Corrosion. 1975. Vol. 31(11). P. 394 – 398.
- Azuma Shigeki , Miyuki Hideaki , Kudo Takeo. Effect of alloying nitrogen on crevice corrosion of austenitic stainless steels // ISIJ International. 1996. Vol. 36 (7). P. 793 – 798.
- Loable C., Viçosa I.N., Mesquita T.J. etc. Synergy between molybdenum and nitrogen on the pitting corrosion and passive film resistance of austenitic stainless steels as a pH-dependent effect // Materials Chemistry and Physics. 2017. Vol. 186. P. 237 – 245.
- 9. Козырев С.П. Гидроабразивный износ металлов при кавитации. – М.: Машиностроение, 1971. – 240 с.
- Георгиевская Е.П. Кавитационная эрозия гребных винтов и методы борьбы с ней. Л.: Судостроение, 1978. 208 с.
- Lauterborn W. Cavitation and coherent optics // Cavitation and Inhomogeneities in Underwater Acoustics. – Berlin, Heidelberg: Springer, 1980. P. 3 – 12.

- Prikhod'ko V.M., Aleksandrov V.A., Fatyukhin D.S., Petrova L.G. Effect of ultrasonic cavitation on nitridedsteel surface layer condition // Metal Science and Heat Treatment. 2015. Vol. 57(5-6). P. 300 – 303.
- Приходько В.М. Ультразвуковые технологии при производстве, эксплуатации и ремонте транспортной техники. – М: Техполиграфцентр, 2003. – 253 с.
- Мерсон Д.Л., Линдров М.Л. Влияние кавитации на деструкцию поверхности конструкционных сталей // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2010. № 3. С. 43 – 45.
- 15. Пирсол И.С. Кавитация. М.: Мир, 1975. 95 с.
- Основы физики и техники ультразвука / Б.А. Агранат, М.Н. Дубровин, Н.Н. Хавский и др. М: Высшая школа, 1987. 352 с.
- Шестоперов В.Ю. Кавитационное разрушение материалов и критерии оценки их эрозионной стойкости // Тр. НГТУ им. Р.Е. Алексеева. 2013. № 5 (102). С. 79 – 83.
- Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V. etc. High-strength corrosion-resistant cryogenic steel alloyed with nitrogen // Metallurgist. 2016. Vol. 60 (7). P. 802 – 809.
- 19. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V., Kindop V.E. Influence of nitrogen and copper on hardening of austenitic chromium-nickelmanganese stainless steel // CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 11. P. 30 – 34.
- 20. Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Смарыгина И.В., Бобков Т.В. Коррозионная стойкость в разных средах высокопрочной аустенитной азотистой хромоникельмарганцевой стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2016. № 9. С. 663 – 670.

Поступила в редакцию 27 октября 2017 г. После доработки 27 октября 2017 г. Принята к публикации 22 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 49-56.

#### CORROSION AND CAVITATION RESISTANCE IN SEAWATER OF CHROMIUM–NICKEL–MANGANESE HIGH-STRENGTH NITROGEN AUSTENITIC STEELS

#### L.M. Kaputkina, A.G. Svyazhin, I.V. Smarygina, V.E. Kindop

#### National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

Abstract. Corrosion and cavitation resistance in seawater of high-strength economically alloyed nitrogen chromium-nickel-manganese steels Cr19Mn10Ni6Mo2N and Cr19Mn10Ni6Mo2Cu2N is experimentally studied compared to chromium-nickel steels Cr18Ni9 and Cr18Ni9N. Tests for resistance to pitting corrosion were carried out according to the chemical method in the test solution 100 g/l FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O. Resistance to general corrosion was assessed by tests in synthetic seawater (3 % NaCl). Test for cavitation resistance in seawater was performed using a research stand of high-intensity cavitation effects with the use of ultrasonic devices UIP 1000 hd Hielscher Ultrasonic in 3 % NaCl solution in water at a frequency of 20 kHz, a power of 1000 W and amplitude of 25 microns for 8 - 36 hours. The extent of damage and change in the surface microhardness, change in the phase composition and mass of the samples were assessed after cavitation. It is shown that steels Cr19Mn10Ni6Mo2N and Cr19Mn10Ni6Mo2Cu2N are more susceptible to pitting in seawater and in solution of ferric chloride, and have the general corrosion rate lower than that of chromium-nickel steels type Cr18Ni9. It is shown that ultrasonic cavitation can not only lead to surface damage due to erosion, enhance local corrosion, but also to changes in their physico-mechanical properties by strain hardening and phase transformations. Steels Cr19Mn10Ni6Mo2N and Cr19Mn10Ni6Mo2Cu2N with thermally and mechanically stable austenite are more resistant to ultrasonic cavitation in the seawater in comparison with chromium-nickel steels, especially those with less strength and less resistant steel Cr18Ni9. So subjected to cavitation in the seawater for 36 hours, samples of chromium-nickel steels Cr18Ni9 and Cr18Ni9N had a significant change in their condition: significant damage (etching) and surface hardening, and there was formation of a small amount of martensite in steel Cr18Ni9. Samples of steels Cr19Mn10Ni6Mo2N and Cr19Mn10Ni6Mo2Cu2N had only minor changes in surface conditions and hardening of the surface layers.

- *Keywords*: chromium–nickel–manganese nitrogen steel, cavitation resistance, corrosion resistance, pitting corrosion, general corrosion.
- DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-49-56

#### REFERENCES

- 1. Jargelius-Pettersson R.F.A. Application of the pitting resistance equivalent concept to some highly alloyed austenitic stainless steels. *Corrosion*. 1998, vol. 54 (2), pp. 162–168.
- Gorynin I.V., Malyshevskii V.A., Kalinin G.Yu. etc Corrosion-resistant high-strength nitrogen steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2009, no. 3 (59), pp. 7–16. (In Russ.).
- Naumenko V.V., Shlyamnev A.P., Filippov G.A. Nitrogen in austenitic stainless steels of different alloying systems. *Metallurgist*. 2011, vol. 55, no. 5-6, pp. 410–418.
- Mushnikova S.Yu., Legostaev Yu.L., Khar'kov A.A. etc. Investigation of the effect of nitrogen on resistance to pitting corrosion of austenitic steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2004, no. 2 (38), pp. 126–135. (In Russ.).
- Kaputkina L.M., Smarygina I.V., Kaputkin D.E., Svyazhin A.G., Bobkov T.V. Effect of nitrogen addition on physicochemical proper-

ties and corrosion resistance of corrosion-resistant steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015, vol. 57, no.7, pp. 395–401.

- Janik-Czachor M., Lunarska E., Szklarska-Smialowska Z. Effect of nitrogen content in a 18Cr-5Ni-10Mn stainless steel on the pitting susceptibility in chloride solutions. *Corrosion*. 1975, vol. 31, no. 11, pp. 394–398.
- 7. Azuma Shigeki , Miyuki Hideaki , Kudo Takeo. Effect of alloying nitrogen on crevice corrosion of austenitic stainless steels. *ISLJ International*. 1996, vol. 36 (7), pp. 793–798.
- Loable C., Viçosa I.N., Mesquita T.J., Mantel M., Nogueira R.P., Berthom G., Chauveau E., Roche V. Synergy between molybdenum and nitrogen on the pitting corrosion and passive film resistance of austenitic stainless steels as a pH-dependent effect. *Materials Chemistry and Physics*. 2017, vol. 186, pp. 237–245.
- **9.** Kozyrev S.P. *Gidroabrazivnyi iznos metallov pri kavitatsii* [Hydroabrasive wear of metals during cavitation]. Moscow: Mashinostroenie, 1971, 240 p. (In Russ.).
- Georgievskaya E.P. Kavitatsionnaya eroziya grebnykh vintov i metody bor'by s nei [Cavitation erosion of propellers and methods of dealing with it]. Leningrad: Sudostroenie, 1978, 208 p. (In Russ.).
- 11. Lauterborn W. Cavitation and coherent optics. In: *Cavitation and Inhomogeneities in Underwater Acoustics*. Berlin, Heidelberg: Springer, 1980, pp. 3–12.
- Prikhod'ko V.M., Aleksandrov V.A., Fatyukhin D.S., Petrova L.G. Effect of ultrasonic cavitation on nitrided steel surface layer condition. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015, vol. 57 (5-6), pp. 300–303.
- Prikhod'ko V.M. Ul'trazvukovye tekhnologii pri proizvodstve, ekspluatatsii i remonte transportnoi tekhniki [Ultrasonic technologies in the production, operation and repair of transport equipment]. Moscow: Tekhpoligraftsentr, 2003, 253 p. (In Russ.).
- Merson D.L., Lindrov M.L. Effect of cavitation on structural steels surface destruction. *Vektor nauki Tol'yattinskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2010, no. 3, pp. 43–45. (In Russ.).
- Pearsall J.S. Cavitation (Mechanics Engineering: Monograph). Mills & Boon, 1972, 80 p. (Russ.ed.: Pearsall J.S. Kavitatsiya. Moscow: Mir, 1975, 95 p.).

- Agranat B.A., Dubrovin M.N., Khavskii N.N. etc. Osnovy fiziki i tekhniki ul'trazvuka [Basics of ultrasound physics and technology]. Moscow: Vysshaya shkola, 1987, 352 p. (In Russ.).
- 17. Shestoperov V.Yu. Cavitation destruction of materials and the criteria for assessing their erosion resistance. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva.* 2013, no. 5 (102), pp. 79–83. (In Russ.).
- Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V., Kindop V.E., Bazhenov V.E. High-strength corrosion-resistant cryogenic steel alloyed with nitrogen. *Metallurgist*. 2016, vol. 60, no. 7, pp. 802–809.
- 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, pp. 30–34.
- 20. Kaputkina L.M., Svyazhin A.G., Smarygina I.V., Bobkov T.V. Corrosion resistance in different media of high-strength austenitic nitrogenous chromium-manganese steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2016, no. 9, pp. 663–670. (In Russ.).
- *Acknowledgements*. The results were obtained in the framework of fulfillment of the state task of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (RFMEFI57514X0071).

#### Information about the authors:

*L.M. Kaputkina*, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Chief Researcher of the Chair "Metal Forming"* (kaputkina@mail.ru)

**A.G. Svyazhin,** Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection

*I.V. Smarygina*, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Plastic Deformation of Special Alloys

*V.E. Kindop,* Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Deputy Head of Science Department

Received October 27, 2017 Revised October 27, 2017 Accepted December 22, 2018 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 57 – 61. © 2019. Краюшкин Н.А., Прибытков И.А., Шатохин К.С.

УДК 621.746.27.047.669.041:596.24

# ФОРМИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ И ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК

Краюшкин Н.А., ведущий инженер-программист кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий (KNA-1989@mail.ru) Прибытков И.А., к.т.н., профессор кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий Шатохин К.С., к.т.н., доцент кафедры энергоэффективных и ресурсосберегающих промышленных технологий

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. В работе изложены результаты исследования влияния неоднородности граничных условий на интенсивность охлаждения металла в процессе непрерывной разливки цилиндрических заготовок из коррозионностойких марок сталей. Предполагается, что граничные условия неоднородны по периметру заготовки. В продольном направлении интенсивность охлаждения считается постоянной в рамках выделенного охлаждаемого сектора заготовки. В ходе исследований принималось наличие перетоков теплоты между секторами охлаждения. Приводится сравнительный анализ градиентов температур и возникающих термических напряжений в затвердевающей заготовке при различных интенсивностях охлаждения, реализуемых в зоне вторичного охлаждения. Значения термических напряжений сравниваются с предельно допустимыми для каждой марки стали с целью определения условий охлаждения, при которых термические напряжения не будут превышать допустимую величину. На основе полученных результатов делаются выводы о влиянии интенсивности охлаждения на возникновение наружных и внутренних дефектов в получаемых цилиндрических непрерывнолитых заготовках. Также делаются выводы о влиянии неоднородности граничных условий на формирование температурных полей в затвердевающей цилиндрической непрерывнолитой заготовке. Результаты проведенных исследований представляются в графическом виде и проводится их детальный анализ. Для расчета температурных полей в затвердевающей заготовке использована специально разработанная математическая модель, в основе которой лежит уравнение нестационарной теплопроводности. Для расчета термических напряжений использованы известные методики, которые позволяют рассчитывать величины термических напряжений, возникающих между зонами охлаждения в затвердевающей заготовке. Результаты исследований могут быть использованы для разработки рациональных режимов охлаждения, при которых не будет наблюдаться превышения допустимых термических напряжений. Это, как следствие, позволит уменьшить количество внутренних и наружных дефектов, возникающих в затвердевающей непрерывнолитой заготовке.

*Ключевые слова*: непрерывная разливка, зона вторичного охлаждения, интенсивность охлаждения, неоднородность граничных условий, коэффициент теплоотдачи, скорость разливки, градиенты температур, термические напряжения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-57-61

При формировании цилиндрической непрерывнолитой заготовки ее затвердевание обеспечивается за счет подачи охлаждающей водовоздушной смеси на поверхность заготовки. Известно, что одним из главных определяющих факторов скорости затвердевания заготовки является интенсивность ее охлаждения. Определяющим параметром при этом является величина коэффициента теплоотдачи между поверхностью заготовки и охлаждающей средой: чем выше интенсивность охлаждения заготовки, тем выше скорость ее затвердевания [1, 2].

Однако затвердевание заготовки невозможно рассматривать без учета качества получаемого литого металла. Помимо скорости затвердевания, крайне важно учитывать термические напряжения, возникающие в охлаждаемой заготовке. При превышении допустимых напряжений о<sub>лоп</sub> могут возникать наружные и внутренние трещины, что с большой вероятностью приведет к браку получаемой заготовки [3, 4].

На практике тепловое состояние затвердевающей непрерывнолитой заготовки определяется не только интенсивностью ее охлаждения (что учитывается граничными условиями при постановке задачи охлаждения), но и степенью неоднородности граничных условий по периметру заготовки. Указанная неоднородность возникает при неправильной настройке системы охлаждения заготовки, возникновении возмущений, связанных с изменением расходов водовоздушной смеси, подаваемой на охлаждение. Неоднородность граничных условий может вызывать термические напряжения не только в радиальном направлении, но и в осевом, т. е. по длине заготовки [5, 6].

Для анализа влияния неоднородности граничных условий на охлаждение заготовки была разработана математическая модель [7, 8]. В основе модели лежит дифференциальное уравнение нестационарной теплопроводности в цилиндрических координатах [9–11]. Уравнение решалось по неявной разностной схеме Кранка–Николсона в цилиндрических координатах [12–14]. Неоднородность граничных условий формировалась распределением коэффициента конвективной теплоотдачи по периметру заготовки. В ходе исследований определялись температурные поля по длине заготовки в процессе непрерывной разливки стали. Затем по известным методикам [15, 16] рассчитывались термические напряжения в каждом сечении, возникающие в затвердевающем металле. Термические напряжения определялись с учетом возникающих перетоков теплоты между секциями с различной интенсивностью охлаждения.

В ходе исследований предполагалось, что несимметричность охлаждения заготовки наблюдается только по ее окружности. В продольном направлении интенсивность охлаждения сохраняется постоянной в рамках выделенных секторов охлаждения по периметру. При расчете учитывалось влияние каждой зоны охлаждения друг на друга. Длины окружностей секторов охлаждения равны между собой. Рассматриваются термические напряжения, возникающие между областями в соседних зонах охлаждения в каждом сечении.

Несимметричность теплоотвода, представленная на рис. 1, 2, может возникнуть из-за постепенного ухудшения работы водовоздушных форсунок по причине выхода из строя охлаждающих устройств или из-за ошибок в организации процесса охлаждения заготовок. Вследствие этих причин в разных секторах охлаждения интенсивность теплоотвода может отличаться в несколько раз. Для изучения влияния несимметричности нагрева по длине окружности были проведены соответствующие исследования при различных интенсивностях теплоотвода по периметру заготовки.

Градиенты температуры в каждом сечении заготовки определялись по уравнению [15]



(1)

Рис. 1. Распределение интенсивности охлаждения для двух секторов периметра заготовки

Fig. 1. Intensity distribution for two sectors of billet perimeter

где  $T_{\rm внутр}$  – температура металла на границе раздела жидкой и твердой фазы, °C;  $T_{\rm пов}$  – температура на поверхности заготовки, °C; L – толщина корочки затвердевшего металла, мм.

Термические напряжения, возникающие в затвердевающей цилиндрической заготовке, определялись по методикам, представленным в работах [16]:

$$\sigma = \frac{\beta E}{1 - \mu} \frac{qS}{2\lambda} \left[ \frac{1}{2} - \left( \frac{r}{R} \right)^2 \right], \text{ MIIa},$$
(2)

где  $\beta$  – коэффициент линейного удлинения стали, °С<sup>-1</sup>; E – модуль упругости, Па;  $\mu$  – отношение Пуассона (для стали равно 0,3); q – плотность теплового потока на поверхности заготовки, Вт/м<sup>2</sup>; S – характерный размер заготовки, м;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности стали, Вт/(м·К); r – текущий радиус заготовки, м; R – радиус заготовки, м.

Компоненты термических напряжений определялись по следующим зависимостям [17, 18]:

$$\sigma_{z} = \frac{\beta E}{1-\mu} \left( \frac{2}{R^{2}} \int_{0}^{R} tr dr - t \right);$$

$$\sigma_{t} = \frac{\beta E}{1-\mu} \left( \frac{1}{R^{2}} \int_{0}^{R} tr dr + \frac{1}{r^{2}} \int_{0}^{r} tr dr - t \right);$$

$$\sigma_{r} = \frac{\beta E}{1-\mu} \left( \frac{1}{R^{2}} \int_{0}^{R} tr dr - \frac{1}{r^{2}} \int_{0}^{R} tr dr \right),$$
(3)

где  $\sigma_z$ ,  $\sigma_t$  и  $\sigma_r$  – осевые, тангенциальные и радиальные напряжения соответственно, МПа.

Необходимо отметить, что при прогнозировании разрушения стали от термических напряжений необходимо использовать временное сопротивление  $\sigma_{\rm B}$  в качестве допустимого  $\sigma_{\rm доп}$ . Согласно данным [19, 20],  $\sigma_{\rm доп}$  принимают равным  $0.9\sigma_{\rm B}$ . Для коррозионностойких марок сталей  $\sigma_{\rm B}$  примерно равняется 1010 МПа [16]. Следовательно  $\sigma_{\rm доn} = 0.9 \cdot 1010$  МПа = 909 МПа.

Результаты расчетов представлены на рис. 3 – 6.

На рис. 6 приведены результаты расчетов термических напряжений между соседними секторами охлаж-



Рис. 2. Распределение интенсивности охлаждения для трех секторов периметра заготовки

Fig. 2. Intensity distribution for three sectors of billet perimeter



Рис. 3. Изменение перепада температур между центром и поверхностью затвердевающей заготовки по длине заготовки во времени при α:







Рис. 4. Изменение градиентов температур по длине заготовки во времени при различной интенсивности теплоотвода при α: *I* – 30; *2* – 100; *3* – 200; *4* – 300; *5* – 400; *6* – 500



дения заготовки в каждом сечении с шагом 0,25 м. В каждом из этих секторов интенсивность охлаждения характеризуется различными значениями коэффициентов теплоотдачи. Прямой показана граница допустимых термических напряжений, равных 909 МПа.

Из анализа данных, представленных на рис. 3 – 6, можно сделать вывод о корреляции между величинами термических напряжений и изменением температурных полей. При увеличении разности температур между центром и поверхностью соответственно увеличиваются и значения термических напряжений.

Из рис. 5, 6 видно, что величины радиальных термических напряжений постепенно растут до определенных значений, а затем начинают уменьшаться при



Рис. 5. Изменение термических напряжений при различной интенсивности теплоотвода без учета перетоков теплоты между секторами охлажления при α:

1 - 30; 2 - 100; 3 - 200; 4 - 300; 5 - 400; 6 - 500

Fig. 5. Change in thermal stresses at different heat transfer intensities without taking into account the heat transfer between the cooling sectors at  $\alpha$ :

1 - 30; 2 - 100; 3 - 200; 4 - 300; 5 - 400; 6 - 500



Рис. 6. Изменение термических напряжений при различной интенсивности охлаждения заготовок и учете перетока теплоты между секторами охлаждения при α: *1* – 30/500; *2* – 30/400; *3* – 30/250; *4* – 250/400; *5* – 400/500

Fig. 6. Change in thermal stresses at different intensities of billet cooling taking into account heat transfer between the cooling sectors at α: 1-30/500; 2-30/400; 3-30/250; 4-250/400; 5-400/500

различных режимах охлаждения. Однако величины термических напряжений между соседними секторами достигают существенно меньших значений, чем в рамках одного сектора охлаждения (без учета перетоков тепловой энергии). Обусловлено это тем, что разность температур между соседними участками зон охлаждения меньше, чем между поверхностью и центром. Максимальные радиальные термические напряжения возникают между участками с наибольшим и наименьшим теплоотводом от поверхности, что объясняется наибольшей разностью температур в этих областях. При этом видно, что в этом случае величины термических напряжений становятся больше  $\sigma_{\text{доп}}$ , что существенно увеличивает риск появления наружных и внутренних дефектов.

Результаты расчета, приведенные на рис. 6, показывают, что величины радиальных термических напряжений между секторами охлаждения будут тем меньше, чем меньше разница между интенсивностями теплоотвода в сравниваемых секторах охлаждения. Кроме того видно, что термические напряжения между секторами с интенсивностью охлаждения, характеризуемыми коэффициентами теплоотдачи 30 и 400 Вт/(м<sup>2</sup>·К) меньше, чем при коэффициентах теплоотдачи 30 и 500 Вт/(м<sup>2</sup>·К). Важно отметить, что значения термических напряжений между зонами с интенсивностью охлаждения при коэффициентах теплоотдачи 30 и 400 Вт/(м<sup>2</sup>·К) превышают допустимые значения на небольшом участке заготовки в третьем секторе зоны вторичного охлаждения. Это позволяет говорить о допустимости применения режимов с данной интенсивностью охлаждения в течение непродолжительного времени в начале процесса затвердевания непрерывнолитой заготовки.

Во избежание появления дефектов рекомендуется по всей длине окружности охлаждаемой заготовки поддерживать одинаковую интенсивность теплоотвода. Это позволит поддерживать температурные поля по толщине заготовки одинаковыми и обеспечить равномерное постепенное затвердевание металла.

**Выводы.** Реализация процесса охлаждения при интенсивности теплоотвода, характеризуемой коэффициентами теплоотдачи 500 Вт/(м<sup>2</sup>·К) и выше, может привести к дефектам непрерывнолитой заготовки в силу превышения величины допустимых термических напряжений.

Неоднородные граничные условия охлаждения по периметру цилиндрической заготовки оказывают влияние на формирование температурных полей и могут привести к появлению дефектов литой заготовки.

Вследствие перетоков теплоты между секторами периметра с разной интенсивностью охлаждения температурные поля частично выравниваются, а величины термических напряжений в сечениях становятся меньшими. Последнее обстоятельство требует учета процесса перетока теплоты при разработке математических моделей охлаждения непрерывнолитых заготовок.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Евтеев Д.П., Колыбалов И.Н. Непрерывное литье стали. – М.: Металлургия, 1984. С. 131 – 135.

- Кан Ю.Е. Управление технологическим процессом производства непрерывнолитых заготовок // Непрерывная разливка стали. – М.: Металлургия, 1989. С. 9 – 16.
- Лин Дж. Б. Исследование непрерывной разливки стали / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. С.159 – 168.
- Стальной слиток. Т. 2. Затвердевание и охлаждение / Ю.А. Самойлович и др. – Минск: Белорусская наука, 2000. – 640 с.
- Малиночка Я.Н., Моисеева Л.А., Есаулова Т.В. Некоторые дефекты непрерывнолитых слитков и улучшение качества металла // Сталь. 1987. № 10. С. 27 – 30.
- Мищенко И.О. Управление уровнем дефектов поверхности и макроструктуры непрерывнолитых слябов МНЛЗ: Автореф. дис... канд. тех. наук. – М.: МИСиС, 2006. – 25 с.
- Краюшкин Н.А., Кузнецова Н.П. Исследование тепловых режимов затвердевания круглых сортовых заготовок из высококачественных марок сталей при полунепрерывной разливке стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 7. С. 45 – 48.
- Кузнецова Н.П., Краюшкин Н.А. Сравнительный анализ процесса полунепрерывной разливки стали в России и Европе // 66-ые Дни науки МИСиС. – М.: МИСиС, 2011. С. 365.
- 9. Емельянов В.А. Тепловая работа машин непрерывного литья заготовок: Учеб. пособие. М.: Металлургия, 1988. 142 с.
- Скворцов А.А., Акименко А.Д., Ульянов В.А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков. М.: Металлургия, 1991. 216 с.
- Дождиков В.И. Теплофизические закономерности формирования непрерывного слитка и совершенствование систем его охлаждения: Автореф. дисс... док. техн. наук. – М., 1995. – 46 с.
- Кузнецова Н.П., Краюшкин Н.А. Исследование тепловых режимов затвердевания при полунепрерывной разливке круглых стальных слитков для производства бесшовных труб // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 3. С. 34 – 38.
- Иерусалимов И.П., Суковатин И.В. Исследование динамики продвижения слитка в МНЛЗ // Сталь. 2003. № 4. С. 26 – 29.
- Журавлев В.А., Колодкин В.М. САПР технологии металлургических процессов кристаллизации // Литейное производство. 1986. № 4. С. 27 – 28.
- Гусовский В.Л., Лифшиц А.Е. Методики расчета нагревательных и термических печей: Учебно-справочное издание. М.: Теплотехник, 2004. – 400 с.
- 16. Темлянцева М.В., Осколкова Т.Н. Трещинообразование в процессах нагрева и охлаждения сталей и сплавов. – М.: Флинта: Наука, 2005. – 195 с.
- Краснокутский П.Г., Кривандин В.А., Безруков В.И., Ольяк В.Д. Температурные напряжения в условиях скоростного струйного нагрева металла // Кузнечно-штамповочное производство. 1983. № 11. С. 25 – 27.
- Мирсалимов В.М., Емельянов В.А. Напряженное состояние и качество непрерывного слитка. – М.: Металлургия, 1990. – 151 с.
- **19.** Тайц Н.Ю. Технология нагрева стали. М.: Металлургиздат, 1962. 567 с.
- 20. Краснокутский П.Г., Кривандин В.А., Ольяк В.Д., Безруков В.И. Определение допустимой интенсивности нагрева металла // Изв. вуз. Черная металлургия. 1984. № 7. С. 115 – 119.

Поступила в редакцию 29 июня 2017 г. После доработки 27 марта 2018 г. Принята к публикации 25 декабря 2018 г. IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 57-61.

#### FORMATION OF TEMPERATURE FIELDS AND THERMAL STRESSES ARISING DURING SOLIDIFICATION OF CYLINDRICAL CONTINUOUSLY CAST STEEL BILLETS

#### N.A. Krayushkin, I.A. Pribytkov, K.S. Shatokhin

#### National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

- Abstract. The article presents investigation results of the effect of inhomogeneity of boundary conditions on the intensity of metal cooling in the process of continuous casting of cylindrical billets from corrosionresistant steels. It is assumed that the boundary conditions are nonuniform along the billet perimeter. In the longitudinal direction, the cooling intensity is assumed to be constant within the cooled sector of the billet. During the research it was believed that there are flows of thermal energy between the cooling sectors. A comparative analysis of temperature gradients and resulting thermal stresses in the solidified billet at different cooling intensities realized in the secondary cooling zone was carried out The values of thermal stresses are compared with the maximum permissible for each grade of steel in order to find those cooling conditions in which the thermal stresses do not exceed the permissible values. Based on the results obtained, conclusions are drawn about the effect of cooling intensity on the occurrence of external and internal defects in the resulting cylindrical continuous cast billets. The authors have also made the conclusions about the effect of inhomogeneity of the boundary conditions on the formation of temperature fields in a solidified cylindrical continuously cast billet. The results of the conducted studies are presented in a graphic form and their detailed analysis is carried out. To calculate the temperature fields in the solidifying billet, a specially developed mathematical model was used, based on the equation of nonstationary heat conductivity. For the calculation of thermal stresses, known mathematical formulas have been used that allow calculating the values of thermal stresses arising between cooling zones in the solidifying billet during the continuous casting of steel. The obtained data are of high practical importance, since they can be used to develop rational cooling regimes, in which excess permissible thermal stresses will not be observed. This, as a consequence, will reduce the number of internal and external defects arising in the solidifying continuously cast billet.
- *Keywords*: continuous casting, secondary cooling zone, cooling intensity, inhomogeneity of the boundary conditions, heat transfer coefficient, casting speed, temperature gradients, thermal stress.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-57-61

#### REFERENCES

- Evteev D.P., Kolybalov I.N. *Nepreryvnoe lit'e stali* [Continuous casting of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1984, pp. 131–135. (In Russ.).
- Kan Yu.E. Process control of cast billets production. In: *Nepre-ryvnaya razlivka stali* [Continuous casting]. Moscow: Metallurgiya, 1989, pp. 9–16. (In Russ.).
- A study of the continuous casting of steel. Brussels: International Iron and Steel Institute, 1977. (Russ.ed.: Lean J.B. Issledovanie nepreryvnoi razlivki stali. Moscow: Metallurgiya, 1989, pp. 9–16).
- Samoilovich Yu.A., Timoshpol'skii V.I., Trusova I.A., Filippov V.V. Stal'noi slitok: v 3-kh t. T. 2. Zatverdevanie i okhlazhdenie [Steel ingot: in 3 vols. Vol. 2. Solidification and cooling]. Minsk: Bel. navuka, 2000, 637 p. (In Russ.).
- Malinochka Ya.N., Moiseeva L.A., Esaulova T.V. Some defects in continuously cast slabs and metal quality improvement. *Stal*', 1987, no. 10, pp. 27–30. (In Russ.).
- Mishchenko I.O. Upravlenie urovnem defektov poverkhnosti i makrostruktury nepreryvno-litykh slyabov MNLZ: avtoref. dis... kand. tekh. nauk. [Management of defects level of surface and macrostructure of cast slabs: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Moscow: MISiS, 2006, 25 p. (In Russ.).

- Krayushkin N.A., Kuznetsova N.P. Investigation of thermal conditions of round billets of high-quality steel solidification for semicontinuous casting. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 7, pp. 45–48. (In Russ.).
- Kuznetsova N.P., Nikitin D.A. Comparative analysis of the process of semicontinuous casting of steel in Russia and Europe. In: 66-e dni nauki NITU "MISiS" [66th Scientific Days in NUST MISIS]. Moscow: MISiS, pp. 287–294. (In Russ.).
- Emel'yanov V.A. *Teplovaya rabota mashin nepreryvnogo lii'ya zagotovok: Uchebnoe posobie* [Thermal operation of continuous casting machines: Textbook]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 142 p. (In Russ.).
- Skvortsov A.A., Akimenko A.D., Ul'yanov V.A. Vliyanie vneshnikh vozdeistvii na protsess formirovaniya slitkov [Influence of external influences on the formation of ingots]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 216 p.
- Dozhdikov V.I. Teplofizicheskie zakonomernosti formirovaniya nepreryvnogo slitka i sovershenstvovanie sistem ego okhlazhdeniya: avtoref. diss...doktora tekhn. nauk [Thermophysical regularities in the formation of a continuous ingot and the improvement of its cooling systems: Extended Abstract of Dr. Tech. Sci. Diss.]. Moscow: 1995, 46 p. (In Russ.).
- Kuznetsova N.P., Krayushkin N.A. Research of thermal modes of solidification in semi-continuous casting of round steel ingots for the production of seamless tubes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya* = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 3, pp. 34–38. (In Russ.).
- 13. Ierusalimov I.P., Sukovatin I.V. Investigation of dynamics of strand movement in caster. *Stal*'. 2003, no. 4, pp. 26–29. (In Russ.).
- Zhuravlev V.A., Kolodkin V.M. CAD technology of metallurgical processes of crystallization. *Liteinoe proizvodstvo*. 1986, no. 4, pp. 27–28. (In Russ.).
- Gusovskii V.L., Lifshits A.E. Metodiki rascheta nagrevatel'nykh i termicheskikh pechei: uchebno-spravochnoe izdanie [Methods for calculating the heating and heat treatment furnaces: Educational and reference book]. Moscow: Teplotekhnik, 2004, 400 p. (In Russ.).
- Temlyantseva M.V, Oskolkova T.N. *Treshchinoobrazovanie v* protsessakh nagreva i okhlazhdeniya stalei i splavov [Cracking in heating and cooling processes of steels and alloys]. Moscow: Flinta: Nauka, 2005, 195 p. (In Russ.).
- Krasnokutskii P.G., Krivandin V.A., Bezrukov V.I., Ol'yak V.D. Thermal stresses in a high-speed jet of metal heating. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*. 1983, no. 11, pp. 25–27. (In Russ.).
- Mirsalimov V.M., Emel'yanov V.A. Napryazhennoe sostoyanie i kachestvo nepreryvnogo slitka [Stress state and quality of continuous ingot]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 151 p. (In Russ.).
- **19.** Taits N.Yu. *Tekhnologiya nagreva stali* [Technology of steel heating]. Moscow: Metallurgizdat, 1962, 567 p. (In Russ.).
- Krasnokutskii P.G., Krivandin V.A., Ol'yak V.D., Bezrukov V.I. Determination of permissible intensity of metal heating. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1984, no. 7, pp. 115–119. (In Russ.).

#### Information about the authors:

N.A. Krayushkin, Senior Software Engineer of the Chair "Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies" (KNA-1989@mail.ru)

**I.A. Pribytkov**, Cand. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies", Deputy Head of the Chair

**K.S. Shatokhin**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Energy-Efficient and Resource-Saving Industrial Technologies"

> Received June 29, 2017 Revised March 27, 2018 Accepted December 25, 2018

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 62 – 72. © 2019. Муравьёв В.И., Бахматов П.В., Лончаков С.З., Фролов А.В.

УДК 621.785.369

# ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ УПРОЧНЕННЫХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ ФАЗОВОГО ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЯ И ПРЕВРАЩЕНИЯ

**Муравьёв В.И.,** к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Машиностроение и металлургия» (mim@knastu.ru)

Бахматов П.В., д.т.н., профессор кафедры «Машиностроение

*и металлургия»* (vmuravyev@mail.ru)

Лончаков С.З., к.т.н., старший научный сотрудник, начальник лаборатории

спектрального анализа

Фролов А.В., к.т.н., докторант

Комсомольский-на-Амуре государственный университет

(681013, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

Аннотация. Традиционные методы термообработки энергозатратны и продолжительны во времени, поэтому задача повышения их эффективности является весьма актуальной. В работе исследован процесс повторного скоростного нагрева с кратковременной выдержкой в интервале температуры полиморфного предпревращения и превращения с позиции эволюции структуры, свойств и характера разрушения закаленных высокоуглеродистых сталей. В частности установлено, что скоростной нагрев (600 – 700 °C/c) и кратковременная выдержка (0,5 с) с последующим охлаждением в подсоленной воде (6 °C) приводит к формированию структуры, не отличающейся от структуры низкоотпущенного (200 °C, 2 ч) мартенсита традиционно закалённой стали при увеличении в 4 раза удлинения и на два порядка сужения при сохранении прочности в ходе испытания на растяжение. Кратковременная выдержка 8 – 15 – 25 с при повторной закалке от 820 °C в холодной подсоленной воде (6 °C) высокоуглеродистых сталей приводит к образованию структуры сверхмелкопластинчатого, субмикропластинчатого, глобулярного перлита. Происходит объёмное наноструктурирование стали, отличающееся от традиционной закалки с высокотемпературным отпуском структурой и свойствами: величиной прилагаемых напряжений как на стадиях деформации, так и показателей свойств при разрушении (увеличение  $\sigma_{\rm B}$  на 55 %;  $\sigma_{0,2}$  на 17 %;  $\psi$  в 8 раз;  $\alpha_{n}$  на 80 %). Увеличение кратковременной выдержки до 40 – 50 с при повторной закалке от 820 °C приводит, в отличие от традиционной, к образованию структуры сверхмелкоигольчатого мартенсита, появлению в изломе на плоскостях скольжения ямочной структуры, по форме напоминающей пчелиные соты. После низкотемпературного отпуска при испытании на растяжение наблюдаются все стадии деформации, в изломе измельчение ямочного строения и отсутствие хрупких ямок-туннелей, улучшаются показатели пластичности ( $\delta \sim в 1,5$  раза;  $\psi$  в 3 раза) при сохранении прочности.

Ключевые слова: наноструктурирование, кратковременный нагрев, фазовые превращения, эволюция структуры.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-62-72

#### Введение

Свойства сталей на различных этапах технологического цикла изготовления и эксплуатации конструкций определяются традиционно термической и механической обработкой. Физический смысл обоих способов обеспечения требуемых свойств схож, и с позиции дислокационной теории прочности заключается в обеспечении необходимой подвижности элементов дислокационной структуры. Ограничения подвижности дислокаций достигаются за счет повышения их концентрации (силовые поля вокруг дислокаций, барьеры для соседних дислокаций), либо за счет измельчения зерен (границы зерен также снижают подвижность дислокаций). При этом предел текучести пропорционален квадратному корню из плотности дефектов и обратно пропорционален квадратному корню из диаметра зерна (уравнение Холла-Петча). Тем не менее, роль мезо- и нанодефектов двойственна: они упрочняют материал до определенного критического уровня их концентрации  $(10^{12} - 10^{14} \text{ см}^2)$ , превышение которого приводит к нарушению сплошностей в виде субмикроскопических трещин (концентраторы напряжений), снижающих пластичность, вязкость разрушений и прочность сталей и сплавов.

В процессе традиционных методов термической и механической обработок распределение дефектов на мезоуровне и, в особенности, на наноуровне происходит неравномерно и подчиняется нормальному закону распределения [1-2], что в итоге приводит к ухудшению эксплуатационных характеристик конструкции.

Поэтому актуальны разработки технологии оптимизации концентрации дефектов и их распределения, направленной на создание мелкозернистой структуры [2] с равномерными распределениями дислокаций. Перспективным направлением для решения указанной задачи можно считать применение технологии термической обработки с использованием эффектов фазовых предпревращений [3 – 5]. Наряду с наиболее известным эффектом субкритической сверхплатичности [2], на стадии аустенитного предпревращения начинает протекать процесс первичной рекристаллизации, растворение карбидов, а так же происходит ослабление пограничных межзеренных связей, приводящее к появлению активности описанных процессов. Известно [5, 6], что мелкозернистая структура аустенита при дальнейшей термической обработке приводит к формированию более совершенной мелкозернистой перлитной структуры или мелкозернистой мартенситной структуры с лучщими механическим характеристиками.

Цель настоящего исследования заключается в определении влияния структурных изменений упрочненных высокоуглеродистых сталей, обработанных в температурных условиях фазового предпревращения и превращения, на механические свойства и процессы разрушения.

#### Методика проведения исследований

Исследования проводили на образцах стали У8 (диам. 8 мм, длина 140 мм), изготовленных из прутка диам. 12 мм, полунагартованного после высокотемпературного отжига в состоянии поставки. Образцы маркировались номерами, соответствующими номерам режимов термообработки. Для каждого режима термообработки изготавливали пять образцов. Химический состав стали, %: 0,81 C; 0,25 Mn; 0,25 Cr; 0,19 Si; 0,20 Ni; 0,21 Cu; 0,022 P; 0,015 S.

Определение температуры полиморфного превращения ( $T_{\rm nn}$ ) проводили на сплошных цилиндрических образцах диам. 10 мм и длиной 24 мм на дилатометре DIL 402 PC по режиму: нагрев в атмосфере аргона до 900 °C со скоростью 10 °C/мин, выдержка 0 мин, охлаждение со скоростью 10 °C/мин до комнатной температуры;  $T_{\rm nn}$  составляла 760 °C. Известно [6], что увеличение скорости нагрева более 500 – 700 °C (что близко к скорости нагрева в расплавах солей и ее невозможно получить на дилатометре DIL 402 PC) приводит к увеличению  $T_{\rm nn}$  и конкретно для сталей с таким содержанием углерода составляет 810 – 830 °C. В данном случае  $T_{\rm nn} = 820$  °C.

Все образцы подвергались традиционной закалке по режиму: нагрев в расплаве соляной ванны 50 % NaCl + + 50 % KaCl до температуры полиморфного превращения 820  $\pm$  5 °C, выдержка 7 мин (исходя из условия 1 мин на 1 мм диаметра), охлаждение в соленой воде (10 % NaCl) с температурой 6 – 8 °C. Скорость охлаждения в такой воде по данным работ [7, 8] составляет 1100 °C/с, сушка 10 мин при температуре не выше 100 °C. После сушки образцы подвергались повторному нагреву в той же ванне и при той же температуре с различной кратковременной выдержкой от 0,5 до 50 с, начиная с момента погружения в ванну и охлаждения в воде, и сушке, как и в случае традиционной закалки. Для этой цели авторами разработано устройство, обеспечивающее мгновенное опускание образцов в ванну, их лимитированную по времени выдержку и вывод из ванны. Опускание и подъем осуществлялись быстродействующим пневмоцилиндром с программируемым управлением параметрами его работы.

Часть образцов подвергалась отпуску по традиционному режиму: нагрев в термошкафе до температуры  $200 \pm 5$  °C, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе.

Исследования процессов пластической деформации и разрушения образцов проводили при статическом и динамическом нагружениях на разрывной универсальной машине INSTRON 3382 с максимальным разрывным усилием 10 т и маятниковом копре MK-30a соответственно.

В процессе испытаний с помощью программного продукта Bluehill 3 строили диаграммы деформаций при одноосном растяжении и рассчитывали стандартные характеристики согласно ГОСТ1497-80, при этом модуль нормальной упругости определялся электротензометрированием (электрорезистор – датчик сопротивления, база 20 мм, тензостанция – ТОПАЗ -3-01).

Испытания на ударный изгиб проводили на нестандартных цилиндрических образцах диам. 8 мм и длиной 60 мм без надреза (с готовыми субмикротрещинами, образованными грубым точением) при комнатной температуре на маятниковом копре МК-30а. Ударную вязкость рассчитывали в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Исследования микроструктуры и характера разрушения проводили на растровом электронном микроскопе HITACHI S-3400N (Япония) при увеличении 50 – 10 000 и ускоряющем напряжении 7,0 кВ.

Характер деформации и разрушения оценивали по виду стадийного процесса деформации и разрушения, стандартным показателям свойств, структурным изменениям и строению изломов при испытании на разрыв, а так же по параметрам ударной вязкости и углу загиба образцов при испытании ударной вязкости.

#### Результаты исследования и их обсуждение

Как видно из данных рис. 1, диаграммы деформации образцов зависят от режимов повторной термообработки и различаются не только по величине деформации, а и по характеру изменения кривых величины напряжения.

На кривых можно отметить несколько стадий деформации (пример – кривая 4). Упругая деформация – от начала координат до  $\sigma_{0,2}$  (А – Б); равномерное деформирование (Б – В); сосредоточенное деформирование (В – Г) до стадии разрушения.

На стадии упругой деформации разрушились образцы 2, 6; на стадии равномерной деформации, близкой



Рис. 1. Диаграммы деформации образцов из стали У8 при испытании на растяжение в зависимости от режимов термической обработки (режимы приведены в таблице)

Fig. 1. Diagrams of deformation of samples from steel U8 under the tensile test, depending on the heat treatment conditions (modes are given in the Table)

#### Влияние режимов термообработки на изменение механических свойств и характера разрушений образцов из стали У8

11	D		(	Статичес	Динамическое разрушение					
номер режима	выдержка при закалке, с и отпуске, ч	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %	ψ, %	<i>Е</i> , МПа	Место разрушения	α <sub>n</sub> , Дж/см <sup>2</sup>	Угол изгиба, град.	
1	Исходное	789	278	12,2	2,9	44 358	Центр	130	142	
2*	420 c	293	240	1,05	3,1	31 215	Радиус	9,7	0	
3**	420 с + 2 ч	1787	302	1,83	0,5	31 578	Центр	533	86	
$4^{***}$	Повторная 0,5 с	1701	286	8,6	31,4	28 778	Центр	511	88	
5	Повторная 1,0 с	932	314	2,17	1,5	36 359	Радиус	10	0	
6	Повторная 3,0 с	459	401	0,05	2,5	34 460	Радиус	22	0	
7	Повторная 8,0 с	1333	300	5,96	19,3	29 922	Центр	395	106	
8	Повторная 15 с	1250	330	12,8	24,3	32 808	Центр	233	134	
9	Повторная 25 с	1104	248	9,43	26,5	27 925	Центр	306	106	
10	Повторная 2,0 с + 2 ч	1549	348	10,3	34,5	29 000	Центр	483	111	
11	Повторная 3,0 с + 2 ч	1545	251	2,7	2,19	26 561	Центр	498	93	
12	Повторная 20 с + 2 ч	1057	223	13,0	17,6	23 277	Центр	386	103	
13	Повторная 25 с + 2 ч	1013	341	9,95	32,8	32 849	Центр	425	96	
14	Повторная 50 с + 2 ч	1771	300	2,78	1,57	30 078	Радиус	546	92	
15	Повторная 40 с	Проводили макро- и микроисследования преждевременно разрушенного образца								

Changes in the mechanical properties and fracture nature of the samples from steel U8 depending on the heat treatment conditions

Примечание: для каждого режима термообработки приведено среднеарифметическое значение механических свойств из пяти образцов;

\* – нагрев под закалку в расплаве соли NaCl при 820  $\pm$  5 °C, выдержка 7 мин, охлаждение вода 6 °C подсоленная, сушка 100 °C;

\*\* – отпуск после закалки 200 °С, 2 ч, для 3, 10 – 14;

\*\*\* – повторная закалка при различных кратковременных выдержках 0,5 – 25 с, 40 с, охлаждение вода 6 °С подсоленная, сушка 100 °С, для 4 – 9, 15

к упругой, образец 5; на стадии равномерной деформации, близкой к сосредоточенной, образцы 3, 11; на стадии сосредоточенной, близкой к равномерной, образец 14. Все стадии деформации выдержали образцы 1, 4, 7, 8, 9, 10, 12, 13. Режимы термообоработки образцов приведены в таблице.

Наряду с дислокационной теорией пластической деформации скольжением и двойкованием, в работе [9]

обоснован релаксационный характер пластической деформации с перераспределением напряжений и снижение их общего уровня за счет сдвиговых процессов, которые активируют смежные объемы с зарождением новых очагов, определяя в общем автокаталитический характер, когда конечный результат возвращает систему в исходное состояние с последующим повторением аналогичных циклов.

В работах [9–12] показано, что необратимые процессы могут возникнуть, когда объемная плотность энергии, возрастающая под влиянием упругой деформации, при достижении критических значений способствует запуску релаксационных процессов, приводящих к исходному состоянию при существенном изменении размеров.

Таким образом, можно предположить, что для образцов, разрушившихся на стадии упругой деформации и близкой к ней (образцы 2, 5, 6, 3, 11) не произошло в достаточной степени релаксации напряжений и возврата объема накопленной энергии из-за отсутствия дополнительной деформации с уменьшением размера в направлении высших усилий. Наличие как на поверхности, так и внутри металла субмикротрещин, вызванных грубой механической обработкой и фазовым наклепом в процессе закалки и последующего низкотемпературного отпуска, создало условия для разру-

шения под действием сил Пайелрса-Набарро:  $K = 2\sqrt{\frac{t}{r}}$ 

превысивших силы межатомных связей. Сдвиговые процессы привели к катастрофическому хрупкому разрушению, о чем свидетельствует отсутствие дополнительной деформации образцов с изменением размеров.

Диссипация энергии при образовании поверхности разрушения при испытании образцов на растяжение приводит к существенному различию строения излома в зависимости от режимов обработки образцов.

Для образцов на стадии упругой деформации и близкой к ней равномерной, разрушение начиналось от концентратора напряжений рисок грубообработанной поверхности и у радиуса перехода (образцы 2, 5, 6, 15), см. таблицу, рис. 2. По внешнему виду у этих образцов не наблюдалось деформации в зоне начала разрушения и плоскость разрушения перпендикулярна прилагаемой нагрузке. В изломе образцов наблюдались крупные зерна и сколы, по величине практически одинаковые, но превышающие в несколько раз эти величины для образца 15. Более четко различие видно в строении плоскости скола у образцов 2 и 15. Наблюдается чешуйчатость, в отличие от гладкой, для образцов 5 и 6. На гладкой поверхности скола имеются вздутия, свидетельствующие о разрушении с отрывом, характерным для традиционной закалки (образец 2). У образцов с повторно-кратковременной закалкой (5, 6, 15), наряду со вздутиями, наблюдаются ямки, напоминающие пчелиные соты, что характерно для вязкого разрушения.

Особенностью разрушения образцов на стадии равномерной и сосредоточенной деформации является то, что вначале оно происходило под углом ~45°(рис. 3, образцы 3, 4, 7, 10, 11, 14), под углом ~25° (рис. 3, образцы 1, 8, 12, 13) к прилагаемой нагрузке и окончательная плоскость разрушения перпендикулярна к прилагаемой нагрузке, причем если для первых (45°) четко сформированы границы начала и конца скоса, то для



Рис. 2. Вид характерных разрушений образцов из стали У8, термически обработанных по разным режимам, после испытания на статическое растяжение (*a*), начала разрушения (*б*) и динамическое при воздействии ударной нагрузки (*в*). Режимы термической обработки указаны в таблице. Стрелками обозначены границы начала разрушения (*б*)

Fig. 2. Type of characteristic fractures of the samples from steel U8, thermally treated in different modes: after the static tensile test (*a*), at fracture beginning ( $\delta$ ), dynamic type under impact load (*s*). Heat treatment modes are indicated in the Table. The arrows indicate the fracture beginning ( $\delta$ ) вторых практически отсутствуют границы деформации под углом (см. таблицу, рис. 1 – 3).

В состоянии повторной закалки максимальной величиной пластической деформации и сужением обладают

образцы с выдержкой 0,5 с (4), т. е. нагревом образца до температуры не более 550 °С. Выдержки образцов при повторной закалке от 8 до 25 с (7, 8, 9) приводят к постепенному повышению величины пластической



Рис. 3. Поверхность разрушения (излома) при испытании на растяжение и структура стали У8 (сканирующий электронный микроскоп) в зависимости от режимов термической обработки (указаны в таблице)

Fig. 3. The fracture surface during tensile test and the structure of steel U8 (scanning electron microscope), depending on the heat treatment conditions (indicated in the Table)

Из	лом	Микрост	Номер режима	
×1000	×10 000	×2000	×10 000	по таблице
				8
				9
				10
				11
				12
				13
				14
				15

Рис. 3. Продолжение

Fig. 3. Continuation

деформации и сужения, но значительно ниже по сравнению с вышеуказанным образцом 4 (см таблицу).

Низкотемпературный традиционный отпуск приводит к увеличению величины пластической деформации и сужения по сравнению с закаленным состоянием, при этом минимумом обладают образцы после традиционной закалки и отпуска (3). Значительно большее значение у образцов после повторной кратковременной выдержки (3 и 50 с) при закалке и традиционного отпуска (11, 14), еще большее значение у образцов после повторной кратковременной выдержки (2, 20, 25 с) при закалке и традиционного отпуска (10, 12, 13) (см. таблицу).

Разрушение образцов на стадии равномерной и сосредоточенной деформации подчиняется в полной мере вышеприведенному двухэтапному механизму пластической деформации, о чем свидетельствуют изменения размеров образцов и электронная фрактография изломов (см. таблицу, рис. 3).

Элементы макрорельефа изломов образцов 1, 2, 5, 6, 13 (рис. 3) характеризуют смешанное строение – сколы, плоскости скольжения со вздутиями, характерные для хрупкого разрушения и ямочные – характерные для вязкого разрушения. После традиционной закалки и отпуска (рис. 3, образец 3) в изломе минимальное количество ямочного строения, причем в основном крупных уплощенных ямок-конусов. Повторная закалка с минимальной выдержкой (0,5 с) приводит в основном к микроямочному и микрочашечному (рис. 3, образец 4) строению излома и некоторому количеству глубоких ямок-туннелей в изломе, а с выдержкой 8 с (рис. 3, образец 7) добавляются еще крупные плоскости скольжения. Низкотемпературный отпуск предварительно закаленных с малой выдержкой (2, 3 с, рис. 3, образцы 10, 11, см. таблицу) как и с выдержкой 50 с (рис. 3, образец 14), приводит к значительному увеличению микроямочного и микрочашечного строения и количества уплощенных ямок-конусов по сравнению с традиционно закаленными и отпущенными образцами.

Элементы макрорельефа изломов образцов 8, 9, 12, 13 (рис. 3) по строению микроямочные, напоминающие пчелиные соты. Уплощенные ямки-конусы, ямки-туннели характерны практически полностью для вязкого разрушения, за исключением образцов в исходном полунагартованном состоянии после высокотемпературного отжига (рис. 3, образец 1). Ямочное строение (микро-ямочное, уплощенные ямки-конусы, ямки-туннели) наблюдаются по границам крупного зерна, по которому проходит разрушение сколом, скольжением.

Как известно [13], процессы превращения закаленных углеродистых сталей при скоростном нагреве до  $T_{\rm nn}$  повторяют те же закономерности, что и при медленном нагреве. И, тем не менее, наблюдаются существенные различия в получении конечных результатов структурных изменений и свойств (см. таблицу, рис. 1 – 3).

Микроструктура стали У8 после традиционной

закалки от 820 °С представляет собой гетерофазную смесь игольчатого мартенсита, остаточного аустенита и карбидов с высокой плотностью дислокаций, готовыми зародышами субмикротрещин, приводящих к катастрофическому хрупкому разрушению при приложении как статических при растяжении, так и динамических при ударе напряжений (рис. 2, образец 2; рис. 3, образец 2).

Низкотемпературный отпуск (200 °С, 2 ч) после традиционной закалки от 820 °С приводит к образованию структуры отпущенного мартенсита, остаточного аустенита и карбидов с сохранением практически исходной структуры после закалки. Различие наблюдается при испытании на растяжение. В изломе появляется вязкая составляющая (крупноямочное и чашечное строение (рис. 3, образец 3), что приводит к некоторому увеличению пластичности и исключению катастрофического хрупкого разрушения.

Микроструктура после повторной закалки с минимальной выдержкой 0,5 с (рис. 3, образец 4) от температуры ~500 – 600 °С практически мало отличается от микроструктуры традиционно закаленной отпущенной при низкой температуре стали (рис. 3, образец 3), различаясь в значительной степени при статическом разрушении величиной сосредоточенной деформации, полным формированием вязкой составляющей в изломе (микроямочное, микрочашечное строение излома, минимум ямок-туннелей).

В первые доли секунды, как это было установлено ранее [14, 15], достаточно высокая скорость нагрева (~700 °C/с) традиционно закаленной стали приводит к повышенной диффузионной подвижности атомов, особенно атомов углерода (температура 400 – 500 °C). Происходит интенсивный процесс релаксации напряжений, заключающийся в перераспределении и уменьшении концентрации дефектов фазового наклепа (сверх равновесной) путем аннигиляции и стока к дислокациям и границам зерен и субзерен без образования новых границ (рис. 3, образец 4), вызванных ослаблением энергии межзеренной и межфазовой связи (модуль Юнга уменьшается практически на 20 % по сравнению с традиционной, см. таблицу, образцы 4, 2).

Интенсивный процесс перераспределения углерода с увеличением выдержки до 3 с при повторной закалке от 820 °С привел к изменению формы эвтектоидных пластин, их закруглению, измельчению и глобуляризации внутри первичных зерен, что свидетельствует о начале процесса рекристаллизации при превращении мартенсита в перлит.

При испытании на растяжение разрушение произошло на стадии упругой деформации как и образцов после традиционной закалки, вид изломов в обоих случаях практически идентичен и характерен для хрупкого разрушения (см. таблицу, рис. 3, образцы 2, 6).

При дальнейшем увеличении выдержки при повторной закалке от 820 °С происходит образование структуры свехмелкопластинчатого и субмелкопластинчатого глобулярного перлита (см. таблицу, рис. 3, образцы 7, 8) (процесс объемного наноструктурирования стали) и дальнейшее его превращение приводит к образованию аустенита, фиксируемого при повторной закалке появлением в структуре мелкоигольчатого мартенсита (см. таблицу, рис. 3, образец 15).

В отличие от классических представлений образования перлита из аустенита при медленном охлаждении [16, 17], в работах [18, 19] исследованы закономерности распада аустенита в стали 65Г в неравновесных условиях при высоких скоростях нагрева (100 °С/с выше Ac<sub>1</sub>) и охлаждения с анормальным образованием перлита двух основных морфологий – пластинчатого и глобулярного, различающихся дальностью диффузионных путей из-за значительных концентрационных и структурных неоднородностей.

В данном случае при дальнейшем увеличении выдержки при повторной закалке от 820 °С (рис. 3, образцы 7 – 9) из фазово-наклепанного мартенсита отпуска, как и в случае [20 – 26] из деформационно-упрочненного аустенита в интервале температур фазового превращения и последующего охлаждения (эффект DIFT) происходит в первом случае образование субмелкопластинчатого глобулярного перлита, а во втором – ультрамелкозернистого феррита, вызванное накоплением упрочнения предварительной закалкой – деформацией (упругая энергия дефектов кристаллического строения).

Объемное наноструктурирование стали при повторной закалке от 820 °C с выдержкой 8, 15, 25 с (см. таблицу, рис. 3, образцы 7-9) выявило при испытании на растяжение, как и в случае высокого отпуска (рис. 3, образец *I*), все стадии деформации (упругая, равномерная и сосредоточенная). Различие наблюдалось:

 в величине прилагаемых напряжений на стадиях деформации и показателей свойств при разрушении (рис. 1, см. таблицу, образцы 7 – 9 и 1);

 – в структуре мелкопластинчатого и крупнопластинчатого перлита (рис. 3, образцы 7 – 9);

– в формировании вязкой составляющей в изломе (микроямочное, микрочашечное строение, минимум ямок-туннелей) (рис. 3, образцы 8, 9) по сравнению с ямочным строением только по границам крупных зерен (рис. 3, образец 1).

При повторной закалке с выдержкой 40 с от 820 °C микроструктура претерпела сложный процесс превращения в аустенит с образованием при закалке гетерофазной смеси, как и в случае с традиционной закалки, отличающейся сверхмелкоигольчатым мартенситом (рис. 3, образец 15) и появлением в изломе на плоскостях скольжения ямочной структуры, по форме напоминающей пчелиные соты (см. таблицу, рис. 3, образец 15).

Низкотемпературный отпуск при 200 °C, 2 ч после повторной закалки от 820 °C и выдержке 2, 3, 20, 25

и 50 с (рис. 1, см. таблицу, рис. 3, образцы 10 - 14) выявил следующие отличия от традиционно закаленных и отпущенных образцов в структурных изменениях и свойствах сталей:

– для образцов с выдержками 2, 20, 25 с (рис. 1, см. таблицу, рис. 3, образцы 10, 12, 13) при испытании на растяжение выявились все стадии деформации: упругая, равномерная и сосредоточенная, полное формирование вязкой составляющей (микроямочное, микрочашечное строение) в изломе;

– для образцов с выдержками 3, 50 с (рис. 1, см. таблицу, рис. 3, образцы 11, 14) микроструктура представляет собой гетерофазную смесь отпущенного мелкоигольчатого мартенсита, остаточного аустенита и карбидов;

при испытании на растяжение выяснилось, что у образца 11 практически отсутствует стадия сосредоточенной деформации (сохранилось предварительно закаленное состояние), как и у традиционно закаленных и отпущенных образцов, а у образца 14 наблюдаются все стадии деформации, а в изломе измельчение ямочного строения и отсутствие ямок-тоннелей.

#### Выводы

Исследованиями установлена эволюция структуры, свойств и характера разрушения при статических и динамических нагружениях закаленных высокоуглеродистых сталей при повторном скоростном нагреве с кратковременной выдержкой в интервале температуры полиморфного предпревращения и превращения.

Показано, что процесс релаксации напряжений в первоначальный момент скоростного нагрева (600 – 700 °C/с) и кратковременная выдержка (0,5 с) с последующим охлаждением в подсоленной воде (6 °C) приводит к формированию структуры, не отличающейся от структуры низкоотпущенного (200 °C, 2 ч) мартенсита традиционно закаленной стали. Различие наблюдается при испытании на растяжение: полный трехстадийный процесс деформации (упругая, равномерная, сосредоточенная), формирование во всем объеме излома вязкой составляющей (микроямочное, микрочашечное, минимум ямок-туннелей), высокие показатели пластичности (увеличение в 4 раза удлинения и на два порядка сужения) при сохранении прочности.

Рекристаллизация при кратковременных выдержках 8 - 15 - 25 с при повторной закалке от 820 °C в холодной подсоленной воде (6 °C) высокоуглеродистых сталей приводит к образованию структуры сверхмелкопластинчатого, субмикропластинчатого, глобулярного перлита. Практически происходит объемное наноструктурирование стали, отличающееся от традиционной закалки с высокотемпературным отпуском структурой и свойствами: величиной прилагаемых напряжений на стадиях деформации и показателей свойств при разру-

шении (увеличение  $\sigma_{B}$  на 55 %;  $\sigma_{0,2}$  на 17 %;  $\psi$  в 8 раз;  $\alpha_{n}$  на 80 % (рис. 1, см. таблицу, рис. 3, образцы *1*, *8*).

Сложный процесс превращения наноструктурированного перлита в аустенит при увеличении кратковременной выдержки до 40 - 50 с при повторной закалке от 820 °C приводит, в отличие от традиционной, к образованию структуры сверхмелкоигольчатого мартенсита и появлению в изломе на плоскостях скольжения ямочной структуры, по форме напоминающей пчелиные соты. После низкотемпературного отпуска при испытании на растяжение наблюдаются все стадии деформации, в изломе измельчение ямочного строения и отсутствие крупных ямок-туннелей, улучшаются показатели пластичности ( $\delta \sim в 1,5$  раза;  $\psi в 3$  раза) при сохранении прочности.

Полученные результаты служат основанием для проведения дальнейших исследований с целью улучшения свойств тонколистового проката, сложных фасонных деталей и других конструкций из высокоуглеродистых сталей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Муравьёв В.И., Фролов А.В., Злыгостев А.М. и др. Изотермическая закалка как инструмент наноформирования дефектной структуры стали Р18 для улучшения эксплуатационных характеристик режущего инструмента // Металлообработка. 2009. № 2. С. 50 57.
- Муравьёв В.И., Фролов А.В. Управление дефектной структурой сплавов на границе фазовых превращений с использованием метода акустической эмиссии. – Комсомольск-на-Амуре: КнАГТУ, 2013. – 219 с.
- Золотаревский Н.Ю., Зисман А.А., Панпурин С.Н. и др. Влияние размера зерна и деформационной структуры аустенита на кристаллогеометрические особенности бейнита и мартенсита низколегированных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10. С. 39 48.
- Гуляев А.П. Состояние предпревращений в сплавах железа // Металловедение и термическая обработка металлов. 1991. № 6. С. 7 – 10.
- 5. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 182 с.
- Зимин Н.В. О влиянии температуры, скорости нагрева и исходного состояния структуры углеродистых сталей на процессы образования в них аустенита // Металлообработка. 2006. № 1. С. 41 – 47.
- Гринберг Е.М., Алексеев А.А. Исследование кинетики низкотемпературного распада мартенсита в углеродсодержащих сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 1. С. 13 – 16.
- Муравьёв В.И., Курбатов В.П. Закалка инструментальных сталей в кипящем слое // Металловедение и термическая обработка металлов. 1970. № 2. С. 46 – 48.
- Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.

- Алюшин Ю.А., Горбатюк С.М. Возможные механизмы диссипации энергии при переходе от обратимой деформации к необратимой // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. № 3. С. 223 – 229.
- Алюшин Ю.А. Энергетические основы механики. LAP Lambert Academic Publishing, 2016. – 281 с.
- Алюшин Ю.А. Энергетическая модель обратимых и необратимых деформаций в пространстве временных Лагранжа // Прогрессивные технологии пластической деформации. М.: НИТУ «МИСИС», 2009. С. 44 67.
- 13. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
- 14. Муравьёв В.И., Ким В.А., Фролов А.В. и др. Применение метода акустической эмиссии для исследования кинетики распада переохлажденного аустенита в стали 5 // Заводская лаборатория. Диагностика металлов. 2010. № 1. С. 33 36.
- 15. Муравьёв В.И., Фролов А.В., Кириков А.В., Мартынюк А.М. Использование эффектов аустенитного предпревращения и превращения при термической обработке конструкционных сталей // Вопросы материаловедения. 2012. № 3. С. 7 – 14.
- 16. Попов В.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. – М.: Металлургия, 1962. – 268 с.
- Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. и др. Перлит в углеродистых сталях. – Екатеринбург: УрО РАН, 2094. – 311 с.
- 18. Урцев В.Н., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А. и др. Перекристаллизация среднеуглеродистой стали в неравновесных условиях кратковременного нагрева выше температуры Ас1 // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 9. С. 951 961.
- 19. Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Урцев В.Н. Возможность анормального образования перлита в среднеуглеродистой стали после кратковременного нагрева до температур выше Ac1 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 11. С. 6 10.
- Tsuji N., Maki T. Enhanced structural refinement by combining phase transformation and plastic deformation m steels // Scripta Materialia. 2009. Vol. 60. Issue 12. P. 1044 – 1049.
- Tsuji N. New routes for fabricating ultrafine-grained microstructures in bulky steels without very-high strains // Advanced Engineering Materials. 2010. Vol. 12. Issue 8. P. 701 – 707.
- Hiroshi Yada, Chun-Ming Li, Hiroshi Yamagata. Dynamic γ → α transformation during hot deformation in iron-nickel-carbon alloys // ISIJ International. 2000. Vol. 40. No. 2. P. 200 206.
- 23. Dong H, Sim X, Hui W. etc. Grain refinement in steels and the application trials in china // ISIJ International. 2008. Vol. 48. No. 8. P. 1126 1132.
- Jong-Kyo Choi, Dong-Han Sea, Jae-Sang Lee etc. Formation of ultrafine ferrite by strain-induced dynamic transformation in plain low carbon steel // ISIJ International. 2003. Vol. 43. No. 5. P. 746 – 754.
- 25. Zhongmin Yang, Ruizhen Wang. Formation of ultra-line grain structure of plain low carbon steel through deformation in-ducal ferrite trans formation // ISIJ international. 2003. Vol. 43. No. 5. P. 761 – 766.
- 26. Матвеев М.А., Колбасников И.Г., Кононов А.А. Измельчение структуры микролегированных сталей при пластической деформации вблизи температур полиморфного превращения // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 4 (742). С. 3 – 8.

Поступила в редакцию 28 сентября 2017 г. После доработки 22 июня 2018 г. Принята к публикации 25 декабря 2018 г. IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 62-72.

#### DEFORMATION AND FRACTURE OF STRENGTHENED HIGH-CARBON STEEL AFTER TREATMENT IN TEMPERATURE CONDITIONS OF PHASE PRE-TRANSFORMATION AND TRANSFORMATION

#### V.I. Murav'ev, P.V. Bakhmatov, S.Z. Lonchakov, A.V. Frolov

# Komsomolsk-on-Amur State University, Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory, Russia

- Abstract. Traditional methods of heat treatment are energy-intensive and time-consuming, so the task of increasing their efficiency is very relevant. The process of repeated high-speed heating with short-term aging in the temperature range of polymorphic pre-transformation and transformation from the viewpoint of evolution of structure, properties and character of the fracture of quenched high-carbon steels was investigated. In particular, it was found that high-speed heating (600 – 700 °C/s) and short-term holding (0.5 sec) followed by cooling in salted water (6 °C) leads to the formation of a structure not differing from the structure of low-drawn (200 °C, 2 hours) martensite of traditionally hardened steel with 4 times increase in elongation and 2 times contraction while maintaining strength during the tensile test. Short-term aging of 8 - 15 - 25 seconds with repeated quenching of high-carbon steels from 820 °C in cold salted water (6 °C) leads to formation of the structure of ultra-fine-lamellar, submicroplast, globular perlite. There is a three-dimensional nanostructuring of steel that differs from traditional hardening with high temperature tempering by the structure and properties: magnitude of the applied stresses, both at deformation stages and at fracture (increase in  $\sigma$  by 55 %, in  $\sigma_{0,2}$  – by 17 %, in  $\psi$  – 8 times, in  $\alpha_n$  – by 80 %). Increase in short-time holding up to 40 - 50 sec, with repeated quenching from 820 °C leads, in contrast to the traditional one, to formation of the structure of ultra-small-malt martensite and to appearance in fracture on the slip planes of the patching structure, resembling a honeycomb in shape. After the low temperature tempering during the tensile test, all stages of deformation are presented. In fracture the crushing of pit structure and the absence of brittle tunnel pits are observed, plasticity is improved ( $\delta \sim 1.5$  times,  $\psi$  – 3 times) at strength preservation.
- *Keywords*: nanostructuring, short-time heating, phase transformations, structure evolution.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-62-72

#### REFERENCES

- Zlygostev A.M., Petrov V.V., Mosechkina V.V., Sanochkin K.A. Isothermal hardening as a tool for nanoforming the defective structure of R18 steel to improve performance characteristics of cutting tool. *Metalloobrabotka*. 2009, no. 2, pp. 50–57. (In Russ.).
- Murav'ev V.I., Frolov A.V. Upravlenie defektnoi strukturoi splavov na granitse fazovykh prevrashchenii s ispol'zovaniem metoda akusticheskoi emissii [Control of the defect structure of alloys at the boundary of phase transformations using acoustic emission method]. Komsomolsk-on-Amur: KnAGTU, 2013, 219 p. (In Russ.).
- Zolotarevskii N.Yu., Zisman A.A., Panpurin S.N., Titovets Yu.F., Golosinko S.A., Khlusova U.I. Effect of the grain size and deformation substructure of austenite on the crystal geometry of bainite and martensite in low-carbon steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014, vol. 55, no. 9-10, pp. 550–558.
- 4. Gulyaev A.P. Condition of pretransformation in alloys of iron. *Metal Science and Heat Treatment*. 1991, vol. 33, no. 6, pp. 425–427.
- 5. Pickering F.Brian. *Physical metallurgy and the design of steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ.ed.: Pickering F.B.

*Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.).

- 6. Zimin N.V. Influence of temperature, heating rate and initial state of the structure of carbon steels on austenite formation in them. *Metalloobrabotka*. 2006, no. 1, pp. 41–47. (In Russ.).
- Grinberg E.M., Alekseev A.A. A study of the kinetics of low-temperature decomposition of martensite in carbon-containing steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 1-2, pp. 14–17.
- Murav'ev V.I., Kurbatov V.P. Quenching tool steels in a fluidized bed. *Metal Science and Heat Treatment*. 1970, vol.12, no. 2, pp. 131–132.
- Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. *Fizika makrolokalizatsii* plasticheskogo techeniya [Physics of macrolocalization of plastic flow]. Novosibirsk: Nauka, 2008, 328 p. (In Russ.).
- Alyushin Yu.A., Gorbatyuk S.M. Possible mechanisms of energy dissipation in the transition from reversible deformation to irreversible. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Chernaya Metallur*giya. 2018, no. 3, pp. 223-229. (In Russ.).
- 11. Alyushin Yu.A. *Energeticheskie osnovy mekhaniki* [Energy foundations of mechanics]. LAP Lambert Academic Publishing, 2016, 281 p. (In Russ.).
- Alyushin Yu.A. Energy model of reversible and irreversible deformations in the space of time Lagrange. In: *Progressivnye tekhnologii plasticheskoi deformatsii* [Progressive technologies of plastic deformation]. Moscow: MISIS, 2009, pp. 44–67. (In Russ.).
- **13.** Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 544 p. (In Russ.).
- Murav'ev V.I., Kim V.A., Frolov A.V., Bashkov O.V., Kirikov A.V. Application of the acoustic emission method to study the decay kinetics of supercooled austenite in steel 5. *Zavodskaya laboratoriya*. *Diagnostika metallov*. 2010, no. 1, pp. 33–36. (In Russ.).
- **15.** Murav'ev V.I., Frolov A.V., Kirikov A.V., Martynyuk A.M. Use of the effects of austenitic pre-transformation and transformation at heat treatment of structural steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2012, no. 3, pp. 7–14. (In Russ.).
- Popov V.A. Fazovye prevrashcheniya v metallicheskikh splavakh [Phase transformations in metal alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1962, 268 p. (In Russ.).
- Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L. etc. *Perlit v* uglerodistykh stalyakh [Perlite in carbon steels]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2094, 311 p. (In Russ.).
- Urtsev V.N., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A. etc. Recrystallization of medium-carbon steel under nonequilibrium conditions of short-term heating to a temperature above Ac<sub>1</sub>. *Physics of Metals and Metallography*. 2014, vol. 115, no. 9, pp. 894–903.
- Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A., Urtsev V.N. Possibility of abnormal formation of pearlite in medium-carbon steel after short-term heating to a temperature above Ac<sub>1</sub>. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 58, no. 11-12, pp. 645–649.
- Tsuji N., Maki T. Enhanced structural refinement by combining phase transformation and plastic deformation m steels. *Scripta Materialia*. 2009, vol. 60, no. 12, pp. 1044–1049
- Tsuji N. New routes for fabricating ultrafine-grained micro-structures in bulky steels without very-high strains. *Advanced Engineering Materials*. 2010, vol. 12, no. 8, pp. 701–707.
- Hiroshi Yada, Chun-Ming Li, Hiroshi Yamagata. Dynamic γ → α transformation during hot deformation in iron-nickel-carbon alloys. *ISIJ International*. 2000, vol. 40, no. 2, pp. 200–206.
- **23.** Dong H, Sim X, Nui W. et al. Grain refinement in steels and the application trials in china. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 8, pp. 1126–1132.
- 24. Jong-Kyo Choi, Dong-Han Sea, Jae-Sang Lee et al. Formation of ultrafine ferrite by strain-induced dynamic transformation in plain low carbon steel. *ISIJ International*. 2003, vol. 43, no. 5, pp. 746 – 754.
- **25.** Zhongmin Yang, Ruizhen Wang. Formation of ultra-line grain structure of plain low carbon steel through deformation in-ducal ferrite transformation. *ISIJ international*. 2003, vol. 43, no. 5, pp. 761–766.
- **26.** Matveev M.A., Kolbasnikov I.G., Kononov A.A. Refinement of the structure of microalloyed steels under plastic deformation near the temperatures of polymorphic transformation. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 3-4, pp. 197–202.

#### Information about the authors:

V.I. Murav'ev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (mim@knastu.ru) P.V. Bakhmatov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (vmuravyev@mail.ru) S.Z. Lonchakov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Spectral Analysis A.V. Frolov, Cand. Sci. (Eng.), Doctoral

> Received September 28, 2017 Revised July 22, 2018 Accepted December 25, 2018

# ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 73 – 78. © 2019. Денисов М.А., Черных В.Н.

УДК 536.3:669.046

## МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ НАГРЕВА ОКИСЛЯЮЩЕГОСЯ МЕТАЛЛА В ПРОГРАММНЫХ ПАКЕТАХ ИНЖЕНЕРНОГО АНАЛИЗА

Денисов М.А., д.т.н., профессор кафедры «Теплоэнергетика и теплотехника» Черных В.Н., магистрант кафедры «Теплоэнергетика и теплотехника» (vladislav.5@mail.ru)

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

Аннотация. Исследование посвящено разработке метода моделирования процессов нагрева окисляющихся заготовок металла, у которых меняются во времени размеры и толщина слоя окалины. Использованный подход облегчает применение современных программных пакетов для анализа объектов с меняющейся геометрией и за счет этого может резко снизить трудоемкость разработки математических моделей ряда процессов металлургии. Для моделирования процесса окисления металла в работе применен метод эквивалентной теплопроводности. Выполнена экспериментальная проверка метода и показана возможность его использования для совершенствования способов контроля процессов промышленного нагрева. Данный метод отработан при проведении экспериментов на печи с шагающим подом № 3 стана 150 Нижне-Сергинского метизно-металлургического завода. Проведены расчеты по определению толщины слоя окалины, меняющейся с течением времени, построены соответствующие зависимости. Задача решена в программном пакете ANSYS Multiphysics как задача нестационарной теплопроводности с граничными условиями І рода. При моделировании была построена конечно-элементарная сетка, достаточно подробная для получения достоверных результатов и, в то же время, позволяющая решить задачу на компьютерах малой мощности. В ходе решения был применен ряд упрощений, в частности, упрощение расчетного алгоритма, при котором толщина слоя окалины однозначно определяется температурой поверхности заготовки. Определено распределение температуры по толщине заготовки. Для сравнения значений температур в металле и слое окалины построены графики и изотермы. Также проведено сравнение перепадов температур в слое окалины, определенных расчетным путем для условий опытов на печи и экспериментально. В данном исследовании задача рассмотрена как нестационарная, с изменяющимися границами. Объект исследования – заготовка металла (реальное тело) со слоем окалины, нарастающим со временем. При решении задачи такое реальное тело было заменено условным с постоянными усредненными размерами. По условиям равенства чисел подобия теплофизических процессов были определены свойства условного тела, которые меняются эквивалентно размерам реального тела.

Ключевые слова: металл, печь, окисление, слой окалины, заготовка, эквивалентная теплопроводность, пакет программ.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-73-78

Расчетные и экспериментальные исследования нагрева в промышленных печах осложняются влиянием процесса окисления металла и образованием на его поверхностях слоя окалины. При окислении меняются во времени положение границы зон металла и окалины и размеры зон. Появляется дополнительный перепад температуры в слое окалины, затрудняющий контроль температуры металла [1-4]. Моделирование процесса теплообмена в телах с переменными размерами, как правило, требует составления индивидуальных вычислительных программ [5-12]. Вычислительные проблемы, возможности и методы анализа движения многофазных потоков в программном комплексе ANSYS рассмотрены в работе [13]. Отмечены особенности построения сеток в разных вычислительных моделях, которые могут быть или фиксированными, или деформируемыми для совпадения границ сетки и границ жидкостей. При решении упругой задачи механики разрушения в ANSYS напряжения могут определяться с использованием метода аппроксимации перемещений берегов трещин и др. [14]. В ANSYS Mechanical применяется метод рождения и смерти элементов для решения задач с меняющимися границами расчетных областей [15].

В данной работе предлагается метод эквивалентной теплопроводности для расчета нагрева тел с переменными размерами, который позволяет моделировать теплофизические процессы в реальных технологических агрегатах, используя существующие программные пакеты инженерного анализа. Метод базируется на применении теории подобия к решению задач нестационарной теплопроводности. Задачи решаются с использованием принципа суперпозиции, позволяющего алгебраически складывать результаты действия взаимно независимых источников тепла. В частности, для трехмерных тел расчетные выражения безразмерной температуры представляются произведением безразмерных температур одномерных тел:  $\theta = \theta_{\nu} \theta_{\mu} \theta_{z}$ . Тогда для параллелепипеда, рассматриваемого как пересечение пластин, решение задачи при граничных условиях третьего рода примет вид:

$$\theta = \Psi_{x} \left( \frac{x}{\delta_{x}}, \operatorname{Fo}_{x}, \operatorname{Bi}_{x} \right) \Psi_{y} \left( \frac{y}{\delta_{y}}, \operatorname{Fo}_{y}, \operatorname{Bi}_{y} \right) \times \\ \times \Psi_{z} \left( \frac{z}{\delta_{z}}, \operatorname{Fo}_{z}, \operatorname{Bi}_{z} \right),$$
(1)

где x, y, z – координаты точки;  $\delta_x$ ,  $\delta_y$ ,  $\delta_z$  – полутолщины тела в направлении осей x, y и z соответственно; Fo<sub>x</sub>, Fo<sub>y</sub>, Fo<sub>z</sub> – числа Фурье, определенные по Fo<sub>i</sub> =  $\frac{a_i \tau}{\delta_i^2}$ , где i = x, y и z соответственно; Bi<sub>x</sub>, Bi<sub>y</sub>, Bi<sub>z</sub> – числа Био, определенные по Bi<sub>i</sub> =  $\frac{a_i \delta_i}{\lambda_i}$ , где i = x, y и z соответственно; d = x, y и z соответствени; d = x, y и z соответственно; d = x, y и z соответстве

Из уравнения (1) следует, что если при расчете нагрева разных тел обеспечивать равенство критериев, определяющих развитие процесса в направлении каждой из координат, то будут получены одинаковые значения температуры в точках с одинаковыми относительными координатами (такие точки часто называют «сходственными»). Данное свойство удобно использовать при расчетном анализе процессов в телах с размерами, меняющимися при фазовых превращениях. Например, в рассматриваемой здесь задаче реальные слои окалины и нагреваемого металла заменяются условными телами с постоянными усредненными размерами. Соответственно, определение расчетных параметров выполняется в два этапа. Сначала по отдельным расчетам, справочным или экспериментальным данным определяется изменение фактических параметров во времени, которые должны использоваться в расчетах по реальной схеме с переменной толщиной слоя окалины (эти параметры отмечены индексом «р»). Затем, из условий равенства критериев определяются эквивалентные параметры. При их использовании результаты, полученные по простой расчетной схеме с постоянной толщиной слоя окалины, соответствуют расчетам с фактическими параметрами для процесса с меняющимися размерами зон (отмечены индексом «у»)

Bi<sub>y</sub> = Bi<sub>p</sub>, т.е. 
$$\frac{a_y S_y}{\lambda_y} = \frac{a_p S_p}{\lambda_p}$$
, и Fo<sub>y</sub> = Fo<sub>p</sub>, т.е.  $\frac{a_y \tau_y}{S_y^2} = \frac{a_p \tau_p}{S_p^2}$ . (2)

Для удобства вычислений при переходе к условной схеме расчета удобно принять  $\tau_y = \tau_p$ ,  $\alpha_y = \alpha_p$ ,  $c_y = c_p$ . Тогда

$$\lambda_{y} = \lambda_{p} \left( \frac{S_{y}}{S_{p}} \right) \bowtie \rho_{y} = \frac{\rho_{p}}{\left( \frac{S_{y}}{S_{p}} \right)}, \qquad (3)$$

где  $\lambda_y$  и  $\lambda_p-$ коэффициенты теплопроводности условного и реального тел соответственно;  $\rho_y$  и  $\rho_p-$ плотности

условного и реального тел соответственно;  $S_y$  и  $S_p$  – размеры условного и реального тел соответственно.

Расчеты по методу выполнены в вычислительном пакете программ ANSYS, который предусматривает возможность задания зависимостей свойств материала от температуры. В исходные данные расчета вместо реальных вводятся некоторые средние размеры металла  $S_{y,\text{мет}}$  и окалины  $S_{y,\text{ок}}$ . В блок табличного задания свойств для каждой температуры вводятся значения свойств  $\lambda_y$  и  $\rho_y$ , вычисленные по выражениям (3).

Отработка особенностей применения предложенного метода проводилась как часть исследований по совершенствованию методики теплофизического исследования процесса нагрева окисляющегося металла. Исследования включали эксперименты на печи с шагающим подом № 3 стана 150 Нижне-Сергинского метизно-металлургического завода. Печь отапливается природным газом и имеет пять зон регулирования температуры. Во время проведения опытов в печи нагревались заготовки с размерами сечения 0,125×0,125 м и длиной от 8 до 12 м.

Для исследования особенностей тепловой работы печи проведен ряд экспериментов. В начале каждого опыта маркером отмечалась одна из нагревающихся заготовок, перемещение которой вдоль печи отслеживалось. Когда заготовка находилась напротив очередного бокового окна печи, через него проводились измерения температуры кладки и поверхности металла контактной термопарой и пирометрами. По данным информационной системы проводился отсчет показаний измерительной аппаратуры печи. Методика измерений температуры описана в работах [16, 17]. Результаты замеров в одном из опытов показаны на рис. 1. Здесь кривая изменения температуры в центре заготовок t<sub>ми</sub> построена по данным приближенного расчета нагрева одномерной заготовки эквивалентной толщины [18].

Описанный выше метод эквивалентной теплопроводности используется для разработки математического описания процесса нагрева окисляющегося металла. Перед использованием метода необходимо определить распределение по времени толщины слоя окалины  $S_p$ , входящей в уравнение (2). Для этого, например, могут использоваться расчетные выражения [1, 19]

$$S = \sqrt{2k_c \tau},\tag{4}$$

где S – толщина окисленного слоя, см;  $\tau$  – время, с;  $k_c = 0,071 \exp\left(-\frac{33\ 000}{1,99T}\right)$  – постоянная окисления, см<sup>2</sup>; T – температура, К. Расчетные выражения могут записываться несколько иначе:

$$Y = k \sqrt{\tau_1}, \tag{5}$$

где *Y* – угар металла, г/см<sup>2</sup>;  $\tau_1$  – время, мин;  $k = 5,03 \exp\left(-\frac{7269}{T}\right)$  – константа окисления, принятая по данным работы [2] для стали 10.

Расчеты по уравнениям (4) и (5) выполнены с использованием кривых  $t_{\rm MB}$  изменения температуры поверхности заготовок, измеренных в опытах (рис. 1). Кривые нагрева разбивались на интервалы с относительным постоянством температуры. Для уравнения (3) использовано выражение для суммарной толщины окалины, образовавшейся в течение интервалов времени  $\tau_1, \tau_2, ..., \tau_n$  при постоянных окисления  $k_{c1}, k_{c2}, ..., k_{cn}$ 

$$S_{\Sigma}^{2} = 2k_{c1}\tau_{1} + 2k_{c2}\tau_{2} + 2k_{c3}\tau_{3} + \dots + 2k_{cn}\tau_{n};$$
  

$$S_{\Sigma} = \sqrt{S_{\Sigma}^{2}}.$$
(6)

Суммарный для всех интервалов угар металла определялся аналогично:

$$Y_{\Sigma} = \sqrt{k_1^2 \tau_{11} + k_2^2 \tau_{12} + k_3^2 \tau_{13} + \dots + k_n^2 \tau_{1n}}.$$
 (7)

Соответственно, толщина окалины  $h = \frac{Y_{\Sigma}}{3,16}$ .

При контрольном просчете по выражениям (3) и (4) получены близкие по величине значения толщины окалины. На рис. 2, *а* показано изменение толщины слоя окалины за время нагрева, определенное расчетом по данным рис. 1.

Задача расчета нагрева заготовки с растущей во времени толщиной слоя окалины на поверхностях решается в программном пакете ANSYS Multiphysics. Для этого процесс представлен задачей нестационарной теплопроводности с граничными условиями I рода. Решения в ANSYS задач такого типа с пошаговыми инструкциями получены в работе [20].

Заготовка рассматривается как составной объект, образованный группой тел (металлом и окалиной). На



Рис. 1. Результаты исследования теплового режима печи:  $\Box$  – температура, измеренная контактной термопарой; **X** – температура, измеренная оптическим пирометром; О – температура в зонах печи ( $t_1$ ,  $t_2$  и  $t_3$  соответственно);  $t_{\text{мв}}$ ,  $t_{\text{мп}}$  – температуры верхней поверхности и в центре заготовок соответственно;  $t_r$ ,  $t_{\text{кп}}$  – темпера-

туры печной среды и кладки соответственно; г-, \*<sub>кл</sub> – гемпературы печной среды и кладки соответственно; Г – график продвижения опытной заготовки по длине печи

Fig. 1. Research results of the furnace thermal regime:  $\Box$  – temperature measured by contact thermocouple;  $\times$  – temperature measured by an optical pyrometer;  $\bigcirc$  – temperature in the furnace areas ( $t_1$ ,  $t_2$  and  $t_3$ , respectively);  $t_{_{\rm MR}}$ ,  $t_{_{\rm MII}}$  – temperatures of the billet top surface and in billet center, respectively;  $t_{_{\rm r}}$ ,  $t_{_{\rm KII}}$  – temperatures of furnace environment and of the lining, respectively;  $\Gamma$  – movement schedule of the experimental billet along the length of the furnace

наружной поверхности объекта таблицей заданы значения температуры, меняющиеся во времени. Для каждого тела заданы соответствующие температуре материалов свойства. Конечно-элементная сетка, наложенная на объект, показана на рис. 2, б. Для снижения погрешности вычислений в области окалины сетка образуется конечными элементами меньшего размера, чем в области металла.

Толщина слоя окалины на поверхностях заготовок изменяется во времени. В агрегатах с движущимся ме-



Рис. 2. Построение модели и расчетный анализ процесса нагрева окисляющегося металла:

а – изменение во времени толщины слоя окалины; б – фрагмент конечно-элементного разбиения пластины (заготовки) при моделировании нагрева и окисления металла (вверху – слой окалины, внизу – металл); в – распределение температуры по полутолщине заготовки в конце нагрева, представленное в виде изотерм; г – распределение температуры по полутолщине заготовки в конце нагрева

Fig. 2. Construction of the model and research analysis of heating process of the oxidizable metal:

a – change in time of scale layer thickness;  $\delta$  – a fragment of the finite element partition plate (billet) for modeling of heating and oxidation of the metal (at the top – a layer of scale, in the bottom – metal); s – temperature distribution along the half-thickness of the billet at the end of heating, represented by isotherms; z – temperature distribution along the half-thickness of the billet at the end of heating

#### Задание параметров окалины в зависимости от температуры

$t_{\rm met}^{}, ^{\rm o}{\rm C}$	0	200	400	600	800	1000	1200	1260		
$S_{\rm p.ok}^{*}$ , мм	0	0	0	0,003	0,033	0,25	1,7	4,4		
$\lambda_{p.ok},Bt/(M\!\cdot\!K)$	1,8	1,8	1,8	1,8	1,8	1,8	2,4	2,55		
$ρ_{p.ok}$ , kγ/m <sup>3</sup>	4100									
$S_{\rm y.ok}$ , мм	3,0									
$\lambda_{y.ok}^{**}, Bt/(M \cdot K)$	10,8	10,8	10,8	10,8	10,8	7,2	3,27	1,56		
ρ <sup>**</sup> <sub>у.ок</sub> , кг/м <sup>3</sup>	683,3	683,3	683,3	687,4	728,4	1025,0	3006,7	6696,7		

Setting scale parameters depending on temperature

\*Задавалась начальная толщина окалины, равная 0,5 мм.

<sup>\*\*</sup> Свойства «условной» окалины определялись при  $S_{vok} = 3$  мм.

таллом через скорость перемещения можно выразить зависимость толщины окалины от координаты заготовки. Задание свойств как функции времени в ANSYS осложнено необходимостью программирования соответствующего макроса. Для упрощения расчетного алгоритма считалось, что толщина окалины  $S_{\rm p.ok}$  однозначно определяется температурой поверхности заготовки  $t_{\rm MB}$ . При монотонном изменении  $t_{\rm MB}$  во времени такое допущение реализуется просто, при периодических изменениях  $t_{\rm MB}$ необходимы дополнительные допущения.

Для иллюстрации методики в таблице показан пример определения исходных данных расчета со свойствами «условных тел с постоянными размерами», обеспечивающими эквивалентность полей температуры. Число столбцов в таблице для наглядности уменьшено, данные соответствуют условиям одного из опытов. Расчетом определено распределение температуры по толщине заготовки с окалиной, показанное на рис. 2, *в*, *е* в виде изотерм и графика. Из графика видно, что в металле температура относительно равномерна, а в слое окалины резко изменяется из-за ее низкой теплопроводности.

Апробация метода моделирования нагрева окисляющегося металла проведена при сопоставлении результатов расчетов, выполненных для условий описанных выше промышленных экспериментов, с результатами измерений в опытах. Исследования выполнялись в составе работ по совершенствованию методов контроля промышленного нагрева металла. Соответственно, сравнивались погрешности бесконтактного измерения температуры металла пирометрами, определявшиеся или расчетом на основе разработанного метода, или экспериментально по разнице показаний радиационного и оптического пирометра и контактной термопары [18].

На рис. 3 показаны результаты сравнения перепадов температуры по толщине окалины, определенных расчетом для условий опытов 2 и 3 на печи (dt2, dt3), и экспериментальных значений поправок к показаниям пирометра на перепад температуры в окалине, полученных в соответствующих обозначению опытах (dtlon, dt2on). Результаты расчетов на рисунке показаны сплошными кривыми, а экспериментальные значения – точками. Сравнение показало, что расхождение данных расчетов и экспериментов не превышает погрешности промышленных измерений. Часть измерений в опытах дала более значительный разброс показаний, но на рис. З эти измерения не показаны, так как выполнялись при температуре поверхностей металла до 800 °C, не соответствующей рабочему диапазону температуры пирометров.

**Выводы.** Разработан метод моделирования процессов нагрева окисляющихся заготовок металла, у которых меняются во времени размеры и толщина слоя окалины. Использованный при разработке подход облегчает использование современных программных пакетов для анализа объектов с меняющейся геометрией и за счет этого может резко снизить трудоемкость раз-



Рис. 3. Сравнение перепадов температуры по толщине окалины, определенных расчетом для условий опытов 2 и 3 (dt2 (1), dt3 (2)), и экспериментальные значения поправок к показаниям пирометра, полученные в соответствующих обозначению опытах (dt1on ( $\bigcirc$ ), dt2on ( $\blacklozenge$ ))

Fig. 3. Comparison of temperature fluctuations in the thickness of scale, for the calculation of certain experimental conditions 2 and 3 (dt2(1), dt3(2)), and the experimental values of the amendments to the pyrometer results obtained from the relevant designation of experiments (dt1on ( $\bigcirc$ ), dt2on ( $\blacklozenge$ ))

работки математических моделей ряда процессов металлургии.

Выполнена экспериментальная проверка метода. Показана возможность использования метода моделирования для совершенствования способов контроля процессов промышленного нагрева.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Birks N., Jackson W. A quantitative treatment of simultaneous scaling and decarburization of steels // Journal of the Iron and Steel Institute. 1970. No. 1. P. 81 – 85.
- Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
- Окисление и обезуглероживание стали / А.И. Ващенко, А.Г. Зеньковский, А.Е. Лифшиц и др. – М.: Металлургия, 1972. – 336 с.
- Самойлович Ю.А. Определение перепада температур в слое окалины, растущем на поверхности нагреваемой стальной заготовки // Нагрев и охлаждение стали, теплотехника слоевых процессов: Сб. науч. тр. – М.: Металлургия, 1970. № 23. С. 71 – 81.
- Шкляр Ф.Р., Ждановская И.В., Малкин В.М. Влияние окалинообразования на нагрев металла // Изв. вуз. Черная металлургия. 1988. № 8. С. 154 – 155.
- Энергосберегающая технология нагрева слитков / Е.И. Казанцев, Е.М. Котляревский, А.В. Баженов, И.С. Заварова. – М.: Металлургия, 1992. – 176 с.
- 7. Бутковский А.Г., Малый С.А., Андреев Ю.Н. Управление нагревом металла.– М.: Металлургия, 1981.–272 с.
- Панферов В.И., Парсункин Б.Н. Моделирование нагрева окисляющихся массивных тел методом сетов с «подвижными узлами» металла // Изв. вуз. Черная металлургия. 1982. № 4. С. 105 109.
- 9. Соловьев А.Е., Ященко Н.М. Решение задачи о движении границы раздела двух сред // Инженерно-физический журнал. 1981. Т. XL. № 2. С. 370 – 371.
- Никитенко Н.И., Кольчик Ю.Н. Математическое моделирование теплопереноса при окалинообразовании // Инженерно-физический журнал. 1986. Т. 53. № 1. С. 141 – 148.

- Панферов В.И. Моделирование нагрева окисляющихся слябов // Изв. вуз. Черная металлургия. 1994. № 10. С. 52 – 55.
- 12. Birks N. Mechanism of decarburization // Decarburization: the Proc. of the One-day Conference on Decarburization Organized Jointly by the Heat Treatment Joint Committee of the Iron and Steel Institute, the Institute of Metals, and the Sheffield Metallurgical and Engineering Association, and Held at the Inter-Group Laboratories of the BSC (BISRA), Sheffield, on October 28th, 1969. The Iron and Steel Institute, London, 1970. P. 1 – 12.
- Ваккег А. Расчет многофазных потоков в ANSYSCFD//ANSYSA dvantage. Русская редакция. № 11. С. 38 – 40. [Электронный ресурс]. http://ansysadvantage.ru ANSYS-ADVANTAGE-Rus-11-09. pdf (дата обращения 25.10.2017).
- Морозов Е.М., Муйземнек А.Ю., Шадский А.С.. ANSYS в руках инженера: Механика разрушения – М.: ЛЕНАНД, 2010. – 456 с.
- 15. Басов К.А. ANSYS в примерах и задачах. М.: Компьютер Пресс, 2002. 224 с.
- 16. Денисов М.А., Михалев Г.А., Шкляр Ф.Р., Кузовников А.А. Математическая модель расчета нагрева металла в печах с шагающим подом. Сообщение 2 // Изв. вуз. Черная металлургия. 1980. № 12. С. 97 – 101.
- Денисов М.А., Булатов А.Т., Михалев Г.А., Бондаренко В.И. Совершенствование тепловой работы и конструкций металлургических агрегатов // Тематич. отраслевой сб. (МЧМ СССР). – М.: Металлургия, 1982. С. 51 – 53.
- Денисов М.А., Соловьев К.Г. Расчетно-экспериментальный метод исследования нагрева металла и выбора режимов // Сталь. 2010. № 2. С. 90 – 95.
- Михайленко Ю.Е., Буинцев И.Н., Мосейкина З.Н. Математическое моделирование процесса обезуглероживания стали при нагреве // Изв. вуз. Черная металлургия. 1979. № 10. С. 97 99.
- Денисов М.А. Математическое моделирование теплофизических процессов. ANSYS и CAE–проектирование: Учеб. пособие. – Екатеринбург: УрФУ, 2011. – 149 с.

Поступила в редакцию 3 марта 2017 г. После доработки 11 октября 2018 г. Принята к публикации 25 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 73-78.

#### METHOD OF THE RESEARCH OF OXIDIZABLE METAL HEATING BY SOFTWARE SUITES OF ENGINEERING ANALYSIS

#### M.A. Denisov, V.N. Chernykh

# Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin , Ekaterinburg, Russia

Abstract. The article is devoted to the development of a method for modeling the heating of oxidized metal billets, in which the dimensions and thickness of the scale layer vary with time. The approach used in this development facilitates the appliance of modern software packages for the analysis of objects with varying geometry; and due to this the complexity of developing mathematical models of several metallurgical processes can be dramatically reduced. To simulate the process of metal oxidation, the method of equivalent thermal conductivity was used. The experimental verification of the method is performed and the possibility of its use for improving the methods of controlling the processes of industrial heating is shown. This method was worked out during experiments on the furnace №3 with walking beam of the mill 150 at Nizhne-Serginsk Hardware and Metallurgical Plant. Calculations were made to determine the thickness of the scale layer, which varies with time; the corresponding dependencies were constructed. The problem was solved by ANSYS Multiphysics software package as a problem of non-stationary heat conduction with boundary conditions of the first kind. During modeling, a finite-element grid was constructed, sufficiently detailed to obtain reliable results and, at the same time, allowing to solve the problem on low-power computers. In the course of solution, a number of simplifications were applied, in particular, simplification of the computational algorithm, in which the thickness of the scale layer is uniquely determined by surface temperature of the billet. Temperature distribution along the billet's thickness was determined. Graphs and isotherms were constructed to compare values of the temperatures in metal and in scale layer. Also, a comparison of the temperature differences in the scale layer determined by the calculation method was made for the furnace and experimental conditions. In this study, the problem is considered as nonstationary, with varying boundaries. The research object is preparation of the metal (real solid) with scale layer, increasing with time. When solving a problem, this real solid was replaced by a conditional one with constant averaged dimensions. According to the equality of thermophysical processes, properties of the conditional solid were determined, whose change is equivalent to the dimensions of the real solid.

*Keywords*: metal, furnace, oxidation, scale layer, billet, equivalent thermal conductivity, software package.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-1-73-78

#### REFERENCES

- 1. Birks N., Jackson W. A quantitative treatment of simultaneous scaling and decarburization of steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1970, no. 1, pp. 81–85.
- 2. Temlyantsev M.V., Mikhailenko Yu.E. *Okislenie i obezuglerozhivanie stali v protsessakh nagreva pod obrabotku davleniem* [Oxidation and decarburization of steel in heating processes at pressure treatment]. Moscow: Teplotekhnik, 2006, 200 p. (In Russ.).
- Vashchenko A.I., Zen'kovskii A.G., Lifshits A.E. etc. *Okislenie i* obezuglerozhivanie stali [Oxidation and decarburization of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 336 p. (In Russ.).
- 4. Samoilovich Yu.A. Determination of temperature drop in scale layer growing on the surface of heated steel billet. In: *Nagrev i okhlazhdenie stali, teplotekhnika sloevykh protsessov: sb. nauch. tr.* [Heating and cooling of steel, heat engineering of layer processes: Coll. of sci. papers]. Moscow: Metallurgiya, 1970, no. 23, pp. 71–81. (In Russ.).
- Shklyar F.R., Zhdanovskaya I.V., Malkin V.M. Effect of scale formation on metal heating. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya* = *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1988, no. 8, pp. 154–155. (In Russ.).
- Kazantsev E.I., Kotlyarevskii E.M., Bazhenov, Zavarova I.S. *Energosberegayushchaya tekhnologiya nagreva slitkov* [Energy-saving technology of heating ingots]. Moscow: Metallurgiya, 1992, 176 p. (In Russ.).
- Butkovskii A.G., Malyi S.A., Andreev Yu.N. Upravlenie nagrevom metalla [Control of metal heating]. Moscow: Metallurgiya, 1981, 272 p. (In Russ.).
- Panferov V.I., Parsunkin B.N. Simulation of heating of oxidizable massive solids by the method of sets with "moving nodes" of metal. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1982, no. 4, pp. 105–109. (In Russ.).
- 9. Solov'ev A.E., Yashchenko N.M. Solution of the problem of the motion of the interface between two media. *IFZh*. 1981, vol. XL, no. 2, pp. 370–371. (In Russ.).
- Nikitenko N.I., Kol'chik Yu.N. Mathematical modeling of heat transfer in case of scale formation. *IFZh*. 1986, vol. 53, no. 1, pp. 141–148. (In Russ.).
- Panferov V.I. Modeling of oxidizable slabs heating. *Izvestiya* VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 1994, no. 10, pp. 52–55. (In Russ.).
- 12. Birks N. Mechanism of decarburization. In: *Decarburization: the Proc. of the One-day Conference on Decarburization Organized Jointly by the Heat Treatment Joint Committee of the Iron and Steel*

Institute, the Institute of Metals, and the Sheffield Metallurgical and Engineering Association, and Held at the Inter-Group Laboratories of the BSC (BISRA), Sheffield, on October 28th, 1969. The Iron and Steel Institute, London, 1970, pp. 1–12.

- Bakker A. Calculation of multiphase flows in ANSYS CFD. ANSYS Advantage. Russkaya redaktsiya, no. 11, pp. 38–40. Electronic resource. Available at URL: http://ansysadvantage.ru ANSYS-ADVANTAGE-Rus-11-09.pdf (Accessed 25.10.2017). (In Russ.).
- Morozov E.M., Muizemnek A.Yu., Shadskii A.S. ANSYS v rukakh inzhenera: Mekhanika razrusheniya [ANSYS in the hands of an engineer: Mechanics of destruction]. Moscow: LENAND, 2010, 456 p. (In Russ.).
- **15.** Basov K.A. *ANSYS v primerakh i zadachakh* [ANSYS in examples and problems]. Moscow: Komp'yuter Press, 2002, 224 p. (In Russ.).
- 16. Denisov M.A., Mikhalev G.A., Shklyar F.R., Kuzovnikov A.A. Mathematical model for calculation of metal heating in furnaces with walking beam. Report 2. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1980, no. 12, pp. 97–101. (In Russ.).
- Denisov M.A., Bulatov A.T., Mikhalev G.A., Bondarenko V.I. Perfection of thermal work and designs of metallurgical aggregates. In: *Tematich. otraslevoi sb.* (MChM SSSR) [Thematic industrial directory (USSR Ministry of Ferrous Metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1982, pp. 51–53. (In Russ.).
- Denisov M.A., Solov'ev K.G. Selection of the best metal-heating conditions. *Steel in Translation*. 2010, vol. 40,no. 2, pp. 195–200.
- Mikhailenko Yu.E., Buintsev I.N., Moseikina Z.N. Mathematical modeling of the process of steel decarburization at heating. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 1979, no. 10, pp. 97–99. (In Russ.).
- 20. Denisov M.A. Matematicheskoe modelirovanie teplofizicheskikh protsessov. ANSYS i SAE-proektirovanie: uchebnoe posobie [Mathematical modeling of thermophysical processes. ANSYS i SAE design: Tutorial]. Ekaterinburg: UrFU, 2011, 149 p. (In Russ.).

#### Information about the authors:

**M.A. Denisov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Thermal Power and Heat Engineering"

V.N. Chernykh, MA Student of the Chair "Thermal Power and Heat Engineering" (vladislav.5@mail.ru)

Received March 3, 2017 Revised October 11, 2018 Accepted December 25, 2018 ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 1. С. 79 – 85. © 2019. Чернышов Е.А., Баев И.М., Романов А.Д., Романова Е.А.

УДК 669

## ИССЛЕДОВАНИЕ ХЛАДОСТОЙКОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

**Чернышов Е.А.**<sup>1</sup>, д.т.н., профессор кафедры «Металлургические технологии и оборудование» Баев И.М.<sup>2</sup>, зам. директора по спец. технике Романов А.Д.<sup>1</sup>, инженер (nil\_st@nntu.ru) Романова Е.А.<sup>1</sup>, аспирант

> <sup>1</sup> Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева (603022, Россия, Нижний Новгород, ул. Минина, 24) <sup>2</sup> ПАО «Завод «Красное Сормово»

(603951, Россия, Нижний Новгород, ул. Баррикад, 1)

*Аннотация*. В работе приведены экспериментальные данные о влиянии условий кристаллизации высокопрочной среднелегированной стали на механические свойства отливок. Особое внимание уделено исследованию хладостойкости, как наиболее важному показателю служебных свойств ответственных изделий, определяющих надежность и работоспособность литого изделия. Приведены сериальные кривые ударной вязкости, работы развития трещины и процента волокнистости в зависимости от температуры испытания. Рассмотрены три разные технологии получения отливок: в объемную песчаную жидкостекольную форму (контрольная отливка) и опытные отливки (с внешним охлаждением) в тонкостенную форму с дифференцированным по высоте керамическим слоем и принудительным охлаждением водовоздушной смесью и (с комплексным воздействием) в такую же форму с вводом микрохолодильников при заливке жидкой стали. По результатам исследования установлено, что ударная вязкость образцов опытного металла выше во всем исследуемом температурном интервале. Отличительной особенностью является более плавный характер изменения ударной вязкости у опытного металла и отсутствие резкого уменьшения этого показателя, характерного для контрольных образцов. Изменение работы развития трещины (КС<sub>р</sub>) также зависит от условий формирования отливки. Сериальные кривые показали, что опытный металл обладает меньшей склонностью к хрупкому разрушению (большей хладостойкостью). Аналогичные зависимости получены при исследовании волокнистости излома.

Ключевые слова: сталь, хладостойкость, физико-механические свойства, структура, образцы, сериальные кривые, разрушение металла.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-1-79-85

#### Введение

Повышение надежности и работоспособности ответственных изделий, работающих при отрицательных температурах, которые характерны для большей территории России, является весьма актуальной и важной задачей [1 – 6].

Создание материалов для данных конструкций сопряжено с решением целого ряда технических проблем, связанных с экстремальными условиями работы [7 – 13]. Причем хладостойкость многих, в том числе и литейных конструкционных сталей недостаточна. В связи с этим к стальным конструкциям, предназначенным для эксплуатации в данных условиях, предъявляется ряд особых требований: сочетание высоких значений прочностных характеристик с высокими показателями пластичности и ударной вязкости, высокое сопротивление хрупким разрушениям при отрицательных температурах эксплуатации, сопротивление воздействию различных видов нагружения и др.

В работах [14 – 15] изложен опыт разработки литейных хладостойких и износостойких сталей для конкретных условий эксплуатации. Проблема повышения качества литых заготовок, плотных и однородных по всему объему, несмотря на большие успехи в литейном производстве, полностью не решена и остается актуальной на современном этапе развития отечественного машиностроения. Особенно важно это вследствие развития специальных отраслей машиностроения, в которых все шире используются литые заготовки из сложнолегированных сталей.

Целью настоящей работы является исследование стандартных механических свойств и хладостойкости металла фасонных отливок из специальной легированной Cr-Ni-Mo-V стали. Для этого отливки подвергали внешнему (вариант 1) и комплексному воздействию (вариант 2) на процессы их кристаллизации и затвердевания. Внешнее воздействие заключалось в том, что отливки получали в тонкостенных металлооболочковых формах с внешним принудительным охлаждением их поверхности и дифференцированным по высоте облицовочным слоем из огнеупорной смеси. При комплексном воздействии отливки изготавливали в таких же условиях с одновременным вводом в струю жидкого металла при заливке дисперсных твердых частиц, т. е. осуществляли суспензионную заливку. Для сравнения такие же отливки получали в объемную жидкостекольную форму по традиционной технологии, т. е. без какого-либо воздействия на формирующуюся отливку (вариант 3 – контрольный металл).

Предпосылкой для выбора опытных технологий является следующее. Интенсивное охлаждение жидкого металла отливок в металлооболочковой форме способствует развитию последовательной кристаллизации и повышению плотности и механических свойств металла. При суспензионной заливке вводимые при заливке жидкого металла твердые порошкообразные частицы (микрохолодильники, инокуляторы, дисперсионные частицы) равномерно распределяются в объеме заливаемого металла и оказывают двоякое воздействие на жидкий металл:

 теплофизическое – интенсивно снимают избыточную теплоту перегрева и объемную усадку металла;

 модифицирующее, являясь дополнительными центрами кристаллизации как в процессе заливки, так и при последующем затвердевании отливки в форме [16 – 18].

В качестве микрохолодильников использовался железный порошок ПЖВ 1.450.26 ГОСТ 9849-86 в количестве 2 % от массы заливаемой стали с добавкой 0,1 % силикокальция. Ввод микрохолодильников осуществлялся по известной схеме из бункера-дозатора, закрепленного на разливочном ковше через специальную литниковую надставку.

Отливки, полученные по этим вариантам, имеют высокие механические свойства, в частности пластичность и ударную вязкость. Однако вопросы влияния рассматриваемых технологий на хладностойкость и хладноломкость легированных стальных отливок практически не изучены.

#### Методика проведения исследований

Методика проведения исследования состояла из нескольких этапов. На первом этапе были получены

отливки из сложнолегированной стали по трем вышеуказанным технологиям. Сначала из отливок вырезали темплеты для изготовления образцов и последующего определения механических свойств и хладостойкости. Темплеты вырезали из подприбыльных зон отливок, образцы – из центральных верхних зон темплетов.

Затем для оценки потенциальной возможности исследуемой стали изучали влияние условий затвердевания на механические свойства металла отливок в литом состоянии (табл. 1). На заключительном этапе исследовали механические свойства термообработанных образцов при нормальной температуре (табл. 2) и хладостойкость при отрицательных температурах по сериальным кривым.

Механические свойства (прочность, пластичность и ударную вязкость) определяли по стандартным методикам.

Хладостойкость устанавливали по сериальным кривым KCU = f(T) и KCV = f(T) на ударных образцах (ГОСТ 9454-78) по методике А.П. Гуляева и характеру излома (% В – процент волокнистости). За критерий перехода из вязкого состояния в хрупкое или температуру хрупкости ( $T_{\kappa}$ ) в первом случае принимали KCU = 0,6 МДж/м<sup>2</sup>, во втором случае  $T_{\kappa}^{B}$  = 70 %, вид излома оценивали на основании подсчета участков кристаллического или вязкого разрушения.

При определении хладостойкости ударные образцы загружали в специальный теплоизоляционный термостат с охлаждающей смесью. Диапазоны температур испытания от +20 °C до -100 °C. Охлаждение до заданной температуры испытания производили в смеси спирта с жидким азотом.

#### Результаты исследования и их анализ

На рис. 1 приведен излом проб исследуемой стали.

Отливка, полученная в металлооболочковой форме, имеет кристаллический, блестящий излом (рис. 1, a). У отливки, полученной в металлооболочковой форме с вводом микрохолодильников, волокнистый с грубым дендритным рисунком излом (рис. 1,  $\delta$ ). Излом отлив-



Рис. 1. Макроизломы отливок в литом состоянии:

*а* – металлооболочковая форма с принудительным охлаждением; *б* – то же с вводом микрохолодильников; *в* – объемная форма

Fig. 1. Macrobreaks of castings in a cast state:

a -metalshell form with compulsory cooling;  $\delta$  - the same with the input of microrefrigerators;  $\epsilon$  - volume form

#### Механические свойства стали после термообработки

Mechanical properties of the steel after heat treatment

Вариант заливки	$\sigma_{_{\rm T}},$ МПа	$\sigma_{_{\rm B}},$ МПа	δ, %	ψ, %	КСU, МДж/м <sup>2</sup>
1	740,0	775,0	17,5	64,3	1,48
2	713,0	755,0	18,5	66,0	1,8
3	630,0	685,0	10,5	49,3	1,13

ки, полученной в объемной форме, получился смешанным (рис. 1, *в*).

Очевидно, что причину неудовлетворительного вида излома и снижения механических свойств нужно искать в особенностях строения литой стали. Известно, что основная особенность строения литой стали заключается в ее крупнозернистости [19 – 21]. Значительное улучшение структуры излома, а также лучшее сочетание свойств позволяет получить термическая обработка, которую проводили по следующему режиму: ступенчатый гомогенизационный отжиг и закалка с высоким отпуском. При этом макроизлом отливок (рис. 2) для всех трех вариантов получили вязким. Из поломанных заготовок изготавливали образцы для испытания на растяжения и ударную вязкость (табл. 1) и определяли хладостой-кость стали (рис. 3 – 5).

Результаты, приведенные в табл. 1, свидетельствуют о том, что наиболее высокое сочетание прочностных, пластических свойств и ударной вязкости получены у отливки, изготовленной при комплексном воздействии на затвердевающий металл.

Однако одним из основных свойств стали, определяющим ее надежность в эксплуатации, является ее способность противостоять разрушению в широком диапазоне температур. В связи с этим в настоящее время большое внимание уделяется анализу хрупкого разрушения (хладостойкости). Для этого предпочтение отдается методам ударных испытаний, как наиболее полно отражающим оценку качества металла. При этом ударная вязкость является суммарной величиной:  $KC = KC_3 + KC_p$ , где  $KC_3 - работа$ , затрачиваемая на



Рис. 2. Излом пробы отливки после термической обработки. Варианты заливки:

*а* – металлооболочковая форма с принудительным охлаждением; *б* – то же с вводом микрохолодильников; *в* – объемная форма







Fig. 3. Serial curves of impact strength of samples with a radius of a cut of R = 1.0 mm(a) and r = 0.25 mm(b):

1-metalshell form with compulsory cooling and input of microrefrigerators; 2-metalshell form with compulsory cooling; 3-volume form



Рис. 4. Сериальные кривые работы развития трещины КС<sub>р</sub>: *I* – металлооболочковая форма с принудительным охлаждением и вводом микрохолодильников; *2* – металлооболочковая форма с принудительным охлаждением; *3* – объемная форма

Fig. 4. Serial curve of work of crack development KC<sub>p</sub>: I -metalshell form with compulsory cooling and input of microrefrigerators; 2 -metalshell form with compulsory cooling; 3 -volume form

зарождение трещины; КС<sub>р</sub> – работа, затрачиваемая на распространение трещины.

Поскольку ударная вязкость является интегральной характеристикой, а условия работы изделия на этапах зарождения и развития трещины существенно отличаются, следовательно вполне естественным является изучение вязкости металла до момента зарождения трещины и при ее наличии. Если учесть тот факт, что в материале всегда имеются концентраторы напряжений в виде дефектов (микротрещины, неметаллические включения и т. п.), то надежность работы конструкции определяется, главным образом, сопротивлением материала распространению трещины.

Метод построения сериальных кривых позволяет дать качественную оценку склонности стали к хрупкому разрушению в зависимости от способа получения, технологии обработки, наличия концентраторов, структуры и других факторов [15]. При этом ударная вязкость, полученная на образцах с надрезом R = 1,0 мм, не всегда правильно отражает способность стали к хрупкому или вязкому разрушению. Дело в том, что в реальных конструкциях концентраторы напряжений (дефекты) зачастую оказываются более острыми, чем указанный надрез, следовательно ударная вязкость на таких образцах получается завышенной. В свою очередь, даже на образцах одинакового сечения, но с разным по остроте надрезом (R = 1,0 мм и r = 0,25 мм), для одного и того же материала склонность к хрупкому разрушению оказывается различной. Доля энергии, затраченной на деформацию на образцах с острым надрезом, меньше, чем у образцов с мягким надрезом. Поэтому такой образец более показателен для оценки сопротивления развития трещины. В работе построены сериальные кривые по



Рис. 5. Изменение доли волокнистой составляющей в изломе: *I* – металлооболочковая форма с принудительным охлаждением и вводом микрохолодильников; *2* – металлооболочковая форма с принудительным охлаждением; *3* – объемная форма

Fig. 5. Change of a fibrous component value in a break: l – metalshell form with compulsory cooling and input of microrefrigerators; 2 – metalshell form with compulsory cooling; 3 – volume form

результатам испытаний ударных образцов как с мягким, так и жестким надрезом.

На рис. 3 приведены сериальные кривые изменения ударной вязкости образцов с «мягким» (R = 1,0 мм) и «острым» (r = 0,25 мм) надрезом в зависимости от технологии получения отливок. Видно, что ударная вязкость опытного металла при отрицательных температурах выше как для образцов с «мягким», так и «острым» надрезом, по сравнению с контрольным металлом. Кривые ударной вязкости с понижением температуры у опытных отливок имеют более плавный характер, в то время как у контрольной отливки с температуры – 20 °C происходит более резкое падение ударной вязкости. Во всем исследованном диапазоне температур испытания значения ударной вязкости в среднем на 0,2 - 0,3 МДж/м<sup>2</sup> выше у опытных отливок по сравнению с контрольной.

Данные, приведенные на рис. 3, показали, что  $T_{\kappa}$ , определяемая по сериальным кривым, зависит от условий формирования отливки и остроты надреза. У опытного металла  $T_{\kappa}$  смещается в область более отрицательных температур на 30 – 40 °C в зависимости от технологии получения отливок.

На рис. 4 показано изменение работы развития трещины в зависимости от условий затвердевания отливок. Сериальные кривые демонстрируют, что опытный металл обладает большим сопротивлением развитию трещины или меньшей склонностью к хрупкому разрушению в исследованном диапазоне температур, а, следовательно, большей хладостойкостью при отрицательных температурах.

На рис. 5 изображено изменение доли вязкой составляющей в изломе (В %) в зависимости от температуры испытания. Приведенные результаты показали, что меньшая склонность стали к хрупкому разрушению наблюдается у опытного металла. Во всем критическом интервале хрупкого перехода (от 100 до 0 % В) волокнистая составляющая в изломе составляет большую долю для металла, полученного при комплексном воздействии. Меньший процент волокнистости в изломе у контрольного металла, наилучшие показатели у металла, залитого в металлооболочковые формы с принудительным охлаждением и вводом микрохолодильников.

#### Выводы

Наилучшее сочетание прочностных, пластических свойств и ударной вязкости для исследуемой стали получено у опытных с отливок с внешним и комплексным воздействием на процесс затвердевания.

Сопоставление сериальных кривых хорошо выявляет последовательность их расположения для трех исследованных вариантов, если их расположить по возрастающему значению хладностойкости: объемная форма, металлооболочковая форма с принудительным охлаждением и комплексное воздействие на затвердевающую отливку.

Применение внешнего, а тем более комплексного воздействия обеспечивает повышение сопротивления металла развитию трещины. С увеличением остроты надреза условный порог хладноломкости  $\left(T_{\kappa}^{\text{B}=70} \text{ и } T_{\kappa}^{\text{KCU}=0,6}\right)$ смещается в сторону положительных температур.

Таким образом, воздействуя на процесс формирования затвердевающей отливки, можно увеличить надежность изделий из исследуемой стали за счет повышения уровня пластичных и вязких свойств, а также хладностойкости стали при отрицательных температурах.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Хладостойкие стали для технических средств освоения арктического шельфа // Вопросы материаловедения. 2009. № 3(59). С. 108 – 126.
- Владимиров Н.Ф., Голубев А.Я. Развитие технологии производства листовых корпусных сталей // Вопросы материаловедения. 1999. № 3. С. 45 51.
- Малышевский В.А., Семичева Т.Г., Хлусова Е.И. Новые корпусные стали для судостроения // Судостроение. 2004. № 5. С. 107 – 110.
- Орыщенко А.С., Ильин А.В., Гусев И.А., Ларионов А.В. Новые методы прогнозирования работоспособности конструкционных

материалов для эксплуатации в Арктике // Сб. докл. Всеросс. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат-2013». Москва, 23.02 – 01.03.2013. – М., 2013. С. 23.

- Владимиров Н.Ф., Ильин А.В., Ларионов А.В. и др. Изменение механических свойств и хладостойкости металла штрипса и труб стали категории прочности К60 на различных этапах изготовления // Вопросы материаловедения. 2011. № 4(68). С. 5 16.
- 6. Гуменюк В.А, Иванов Ю.Г., Красиков С.В. и др. Исследование сопротивления низкотемпературному хрупкому разрушению новых сталей для магистральных трубопроводов и судостроительных сталей высокой прочности // Тр. Крыловского госуд. науч. центра. 2010. № 56. С. 107 – 118.
- 7. Орыщенко А.С., Голосиенко С.А. Новое поколение высокопрочных судостроительных корпусных сталей // Судостроение. 2013. № 4. С. 73 – 76.
- Горынин И.В., Малышевский В.А., Легостаев Ю.Л., Грищенко Л.В. Высокопрочные свариваемые стали // Вопросы материаловедения. 1999. № 3. С. 47 – 52.
- Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А. и др. Экономно легированные стали с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях // Вопросы материаловедения. 2008. № 2. С. 7 – 19.
- Чернышов Е.А., Романов А.Д., Полихина Е.Ю., Романова Е.А. Повышение качества жидкого металла и отливок из среднелегированной высокопрочной стали // Черные металлы. 2015. № 9. С. 6 – 9.
- Башаев В.К., Ильин А.В., Филин В.Ю., Гусев М.А. Об определении хладостойкости современных высокопрочных сталей для арктических конструкций // Науч.-технич. сб. Российского морского регистра судоходства. 2015. № 38 – 39. С. 74 – 79.
- Гусев М.А., Ильин А.В., Калинин Г.Ю., Федорова Т.А. Сертификация судостроительных материалов для судов, эксплуатирующихся в условиях Арктики // Судостроение. 2014. № 5. С. 39 – 43.
- Ильин А.В., Филин В.Ю. О соотношении локальных и энергетических критериев нестабильного хрупкого разрушения хладостойких сталей // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 12. С. 44 – 49.
- Шульте Ю.А. Производство отливок из стали. Донецк, 1983. – 184 с.
- 15. Гуляев А.П. Чистая сталь. М.: Металлургия, 1975. 184 с.
- 16. Затуловский С.С. Суспензионная заливка. Киев: Наукова думка, 1981. – 260 с.
- Совершенствование технологии стального литья / А.А. Рыжиков, М.И. Рощин, В.И. Фокин и др. М.: Машиностроение, 1977. – 143 с.
- Чернышов Е.А. Влияние технологии получения стальных заготовок на склонность к хрупкому разрушению // Вопросы материаловедения. 2010. № 3. С. 27 – 32.
- 19. Д.К. Чернов и наука о металлах / Под ред. Н.Т. Гудкова. Л., М.: Металлургиздат, 1950. – 563 с.
- Белынский С.В. Исследование литой и кованой стали. М.: Машгиз, 1952. – 211 с.
- Садовский В.Д. Структурная наследственность стали. М.: Металлургия, 1973. – 208 с.

Поступила 19 марта 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 1, pp. 79-85.

#### COLD RESISTANCE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH MEDIUM ALLOY STEEL DEPENDING ON THE TECHNOLOGY OF CAST BILLETS PRODUCTION

E.A. Chernyshov<sup>1</sup>, I.M. Baev<sup>2</sup>, A.D. Romanov<sup>1</sup>, E.A. Romanov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Nizhny Novgorod State Technical University named after

R.E. Alexeev, Nizhny Novgorod, Russia

<sup>2</sup> PJSC "Plant "Krasnoe Sormovo ", Nizhny Novgorod, Russia

- Abstract. Experimental data on influence of conditions of high-strength steel crystallization on its mechanical properties are given in the work. Special attention is paid to the cold resistance as to the most important indicator of operation properties of the responsible products defining reliability and operability of a cast final product. Serial curves of impact strength, work of crack development and percent of fibration are given depending on test temperature. The possibility of increase in cold resistance of the cast alloved steel is shown depending on casting technology: in a volume sandy form (control casting), in a thin-walled form with the ceramic layer and compulsory cooling with air-and-water mix differentiated on height (with external cooling) and in the same form with input of microrefrigerators when filling liquid steel (with complex impact). According to the research results it was established that the impact strength of the experimental metal obtained at complex impact on the hardened metal is higher in all studied temperature interval. Distinctive feature is smoother change nature of impact strength of experimental metal and lack of sharp reduction of this indicator for control samples. Change of work of crack development also depends on conditions of crystallization and cooling of casting metal. Serial curves have shown that tested metal has smaller tendency to fragile destruction (higher cold resistance). Similar dependences are received during the research of break fibration.
- *Keywords*: steel, cold resistance, physic-mechanical properties, structure, sample, serial curves, metal fracture.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-79-85

#### REFERENCES

- Gorynin I.V., Rybin V.V, Malyshevskii V.A, Khlusova E.I. Cold resistant steels for technical units for the Arctic shelf mastering. *Vo*prosy materialovedeniya. 2009, no. 3(59), pp. 108–126. (In Russ.).
- Vladimirov N.F., Golubev A.Ya. Development of the production technology of sheet hull steel. *Voprosy materialovedeniya*. 1999, no. 3, pp. 45–51. (In Russ.).
- Malyshevskii V.A., Semicheva T.G., Khlusova E.I. New hull steels for shipbuilding. *Sudostroenie*. 2004, no. 5, pp. 107–110. (In Russ.).
- Oryshchenko A.S., Il'in A.V., Gusev I.A., Larionov A.V. New forecasting methods of operability of constructional materials for maintenance in the Arctic. In: *Sb. dokladov Vserossiiskoi konferentsii po ispytaniyam i issledovaniyam svoistv materialov "TestMat-2013"*. *Moskva 28.02.2013–01.03.2013* [Reports of the All-Russian Conf. on Testing and Research of Material Properties "TestMat-2013", Moscow]. 2013, p. 23. (In Russ.).
- Vladimirov N.F., Il'in A.V., Larionov A.V. etc. Change of mechanical properties and cold resistance of the metal of the strip and pipes of steel with K60 durability category on different manufacturing stages. *Voprosy materialovedeniya*. 2011, no. 4(68), pp. 5–16. (In Russ.).
- Gumenyuk V.A, Ivanov Yu.G., Krasikov S.V., Il'in A.V., Filin V.Yu. Resistance to the low-temperature brittle fracture of new steel for

main pipelines and ship-building high strength steel. *Trudy Kry-lovskogo gosudarstvennogo nauchnogo tsentra*. 2010, no. 56, pp. 107–118. (In Russ.).

- Oryshchenko A.S., Golosienko S.A. New generation of highstrength ship-building hull steels. *Sudostroenie*. 2013, no. 4, pp. 73–76. (In Russ.).
- Gorynin I.V., Malyshevskii V.A., Legostaev Yu.L., Grishchenko L.V. High-strength welded steel. *Voprosy materialovedeniya*. 1999, no. 3, pp. 47–52. (In Russ.).
- Gorynin I.V., Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. etc. Economically alloyed steels with nanomodified structure for operation in extreme conditions. *Voprosy materialovedeniya*. 2008, no. 2, pp. 7–19. (In Russ.).
- Chernyshov E.A., Romanov A.D., Polikhina E.Yu., Romanova E.A. Improvement of quality of liquid metal and castings from medium alloy high-strength steel. *Chernye metally*. 2015, no. 9, pp. 6–9. (In Russ.).
- Bashaev V.K., Il'in A.V., Filin V.Yu., Gusev M.A. Determination of cold resistance of the modern high-strength steels for the Arctic constructions. In: *Nauchno-tekhnicheskii sbornik Rossiiskogo morskogo registra sudokhodstva* [Scientific and technical collection of the Russian maritime register of shipping]. 2015, no. 38-39, pp. 74–79.(In Russ.).
- Gusev M.A., Il'in A.V., Kalinin G.Yu., Fedorova T.A. Certification of ship-building materials for the vessels exploited in the Arctic conditions. *Sudostroenie*. 2014, no. 5, pp. 39–43. (In Russ.).
- Il'in A.V., Filin V.Yu. Ratio of local and energetic criteria of unstable brittle fracture of cold-resistant steel. *Zavodskaya laboratoriya*. *Diagnostika materialov*. 2013, vol. 79, no. 12, pp. 44–49. (In Russ.).
- 14. Shul'te Yu.A. *Proizvodstvo otlivok iz stali* [Production of steel castings]. Donetsk, 1983, 184 p. (In Russ.).
- **15.** Gulyaev A.P. *Chistaya stal'* [Pure steel]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 184 p.
- Zatulovskii S.S. Suspenzionnaya zalivka [Suspension casting]. Kiev: Naukova dumka, 1981, 260 p. (In Russ.).
- Ryzhikov AA., Roshchin M.I., Fokin V.I. etc. Sovershenstvovanie tekhnologii stal'nogo lii'ya [Enhancement of steel casting technology]. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 143 p. (In Russ.).
- **18.** Chernyshov E.A. Influence of production technology of steel billets on tendency to fragile destruction. *Voprosy materialovedeniya*. 2010, no. 3, pp. 27–32. (In Russ.).
- D.K. Chernov i nauka o metallakh [D.K. Chernov and metals science]. Gudkov N.T. ed. Leningrad, Moscow: Metallurgizdat, 1950, 563 p. (In Russ.).
- Belynskii S.V. Issledovanie litoi i kovanoi stali [Research of cast and hammered steel]. Moscow: Mashgiz, 1952, 211 p. (In Russ.).
- Sadovskii V.D. Strukturnaya nasledstvennost' stali [Structural heredity of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 208 p. (In Russ.).

#### Information about the authors:

**E.A. Chernyshov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metallurgical Technology and Equipment"

I.M. Baev, Deputy Director of Special Machines

- A.D. Romanov, Engineer (nil\_st@nntu.ru)
- E.A. Romanova, Postgraduate

Авторская коррекция:

Зиатдинов М.Х., Шатохин И.М., Леонтьев Л.И.

# Технология СВС композиционных ферросплавов. Часть І. Металлургический СВС процесс. Синтез нитридов феррованадия и феррохрома

**Известия Высших Учебных Заведений. Черная металлургия.** 2018. Том 61. № 5. С. 339 – 347. DOI: 10.17073/0368-0797-2018-5-339-347

## Технология СВС композиционных ферросплавов. Часть II. Синтез нитрида ферросилиция и борида ферротитана

Известия Высших Учебных Заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 7. С. 527 – 535. DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-527-535

В разделе «Место работы авторов» указаны не точные данные:

«Зиатдинов М.Х.<sup>1</sup>, д.т.н., старший научный сотрудник (ziatdinovm@mail.ru) Шатохин И.М.<sup>2</sup>, д.т.н., генеральный директор (mail@ntpf-etalon.ru) Леонтьев Л.И.<sup>3, 4, 5</sup>, академик РАН, советник, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник (lleontev@imet.ac.ru; leo@presidium.ras.ru)

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет (634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36) <sup>2</sup> ООО «НТПФ «Эталон» (455030, Россия, Магнитогорск, Западное шоссе, 15)

<sup>3</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (119334, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

<sup>4</sup> Президиум РАН (119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 32а)

<sup>5</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)»

Следует читать:

«Зиатдинов М.Х.<sup>1</sup>, д.т.н., старший научный сотрудник (ziatdinovm@mail.ru) Шатохин И.М.<sup>2</sup>, д.т.н., генеральный директор (mail@ntpf-etalon.ru) Леонтьев Л.И.<sup>3, 4, 5</sup>, академик РАН, советник, д.т.н., профессор (leo@presidium.ras.ru)

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет (634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

<sup>2</sup> ООО «НТПФ «Эталон» (455030, Россия, Магнитогорск, Западное шоссе, 15)

<sup>3</sup> Президиум РАН (119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 32а)

<sup>4</sup> Институт металлургии Уральского отделения РАН (620016, Россия, Екатеринбург, ул. Амундсена, 101)

<sup>5</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)»

#### Над номером работали:

Леонтьев Л.И., главный редактор

Ивани Е.А., заместитель главного редактора

Потапова Е.Ю., заместитель главного редактора по развитию

Долицкая О.А., научный редактор

Расенець В.В., верстка, иллюстрации

Кузнецов А.А., системный администратор

Острогорская Г.Ю., менеджер по работе с клиентами

Подписано в печать 25.01.2019. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,75. Заказ 8938. Цена свободная.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС. 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4. Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35

# **IZVESTIVA** FERROUS METALLURGY

V.M. SCHASTLIVTSEV MENDELEEV VIEW ON URAL FERROUS INDUSTRY OF THE END OF 19TH CENTURY

SLAGS OF THE METALLURGICAL PLANTS OF ARMENIA AT FINE GRINDING

THE CONCEPT OF OPTIMAL BAR ROLL PASS DESIGN. REPORT 3. SPACE OF ROLL PASS DESIGN SCHEMES

ESTIMATION OF STRUCTURAL SENSITIVITY OF PIPE STEELS ULTIMATE STRAIN TO PIPELINES SERVICE LIFE USING COMPLEX ENERGY CRITERIA OF SYNERGY FRACTURE

DESIGN IMPROVEMENT AND OPERATION MODELING OF EAF GAS EXHAUST SYSTEM OF A FOUNDRY SHOP

VOLUMETRIC CHANGES AT HEATING IN STEEL 60SI2CRV SUBJECTED TO Q&P TREATMENT

CORROSION AND CAVITATION RESISTANCE IN SEAWATER OF CHROMIUM-NICKEL-MANGANESE HIGH-STRENGTH NITROGEN AUSTENITIC STEELS

FORMATION OF TEMPERATURE FIELDS AND THERMAL STRESSES ARISING DURING SOLIDIFICATION OF CYLINDRICAL CONTINUOUSLY CAST STEEL BILLETS

DEFORMATION AND FRACTURE OF STRENGTHENED HIGH-CARBON STEEL AFTER TREATMENT IN TEMPERATURE CONDITIONS OF PHASE PRE-TRANSFORMATION AND TRANSFORMATION

METHOD OF THE RESEARCH OF OXIDIZABLE METAL HEATING BY SOFTWARE SUITES OF ENGINEERING ANALYSIS

COLD RESISTANCE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH MEDIUM ALLOY STEEL DEPENDING ON THE TECHNOLOGY OF CAST BILLETS PRODUCTION