

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

# ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

---

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

---

№ 10, 2014

Издается с января 1958 г. ежемесячно

Том 57

---

# ИЗВЕСТИЯ

## ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

### ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

*Главный редактор:* ЮСФИН Ю.С.

*Заместитель главного редактора:* ПРОТОПОПОВ Е.В.

*Ответственный секретарь:* ПОЛУЛЯХ Л.А.

*Заместитель ответственного секретаря:* ОЛЕНДАРЕНКО Н.П.

#### Члены редакционной коллегии:

АСТАХОВ М.В.  
АШИХМИН Г.В.  
БЕЛОВ В.Д.  
ВОЛЫНКИНА Е.П.  
ГОРБАТЮК С.М.  
ГУОИ ТАНГ (Китай)  
ГРИГОРОВИЧ К.В., редактор раздела  
«Ресурсосбережение в черной металлургии»  
ГРОМОВ В.Е.  
ДУБ А.В., редактор раздела  
«Инжиниринг в черной металлургии»  
КАВАЛЛА Р.  
КОЛОКОЛЬЦЕВ В.М.  
КОСЫРЕВ К.Л., редактор раздела  
«Металлургические технологии»  
КУРНОСОВ В.В.  
ЛАЗУТКИН С.С.

МЫШЛЯЕВ Л.П., редактор раздела  
«Информационные технологии и автоматизация  
в черной металлургии»  
НИКУЛИН С.А.  
ПОДГОРОДЕЦКИЙ Г.С.  
ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., редактор раздела  
«Высокопрочные стали для энергетики»  
СИМОНЯН Л.М., редактор раздела  
«Рациональное природопользование в черной  
металлургии»  
СОЛОДОВ С.В.  
СПИРИН Н.А.  
ТЕМЛЯНЦЕВ М.В.  
ФИЛОНОВ М.Р., редактор раздела  
«Материаловедение и нанотехнологии»  
ШПАЙДЕЛЬ М.О. (Швейцария)  
ЮРЬЕВ А.Б.

#### Учредители:



Национальный исследовательский  
технологический университет «МИСиС»



Сибирский государственный  
индустриальный университет

Настоящий номер журнала подготовлен к печати  
Сибирским государственным индустриальным университетом

#### Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4  
Национальный исследовательский  
технологический университет «МИСиС»,  
Тел./факс: (495) 638-44-11, (499) 236-14-27  
E-mail: fermet.misis@mail.ru, ferrous@misis.ru  
www.fermet.misis.ru

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» зарегистрирован  
Федеральной службой по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций ПИ №ФС77-35456

# IZVESTIYA

## VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA

---

# IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY

---

*Chief editor:* YUSFIN YU.S.

*Deputy chief editor:* PROTOPOPOV E.V.

*Responsible secretary:* POLULYAKH L.A.

*Deputy responsible secretary:* OLENDARENKO N.P.

---

### Editorial board:

ASTAKHOV M.V.  
ASHIHMIN G.V.  
BELOV V.D.  
VOLYNKINA E.P.  
GORBATYUK S.M.  
GUOI TANG (China)  
GRIGOROVICH K.V., *Editor of the section*  
*"Resources Saving in Ferrous Metallurgy"*  
GROMOV V.E.  
DUB A.V., *Editor of the section "Engineering in*  
*Ferrous Metallurgy"*  
KAVALLA R.  
KOLOKOLTSEV V.M.  
KOSYREV K.L., *Editor of the section "Metallur-*  
*gical Technologies"*  
KURNOSOV V.V.  
LAZUTKIN S.S.

MYSHLYAEV L.P., *Editor of the section*  
*"Information Technologies and Automatic Control in*  
*Ferrous Metallurgy"*  
NIKULIN S.A.  
PODGORODETSKIY G.S.  
PYSHMINTSEV I.YU., *Editor of the section*  
*"High-strength Steel for Power Engineering"*  
SIMONYAN L.M., *Editor of the section*  
*"The Rational Use of Natural Resources in the Steel*  
*Industry"*  
SOLODOV S.V.  
SPIRIN N.A.  
TEMLYANTSEV M.V.  
FILONOV M.R., *Editor of the section*  
*"Materials Science and Nanotechnologies"*  
SPEIDEL M. (Switzerland)  
YUR'EV A.B.

---

### Founders:



National Research  
Technological University "MISIS"



Siberian State  
Industrial University

---

This issue of the journal was prepared by  
Siberian State Industrial University

### Editorial addresses:

119049, Moscow, Leninsky prosp., 4  
National Research Technological  
University "MISIS",  
*Tel./fax:* +7 (495) 638-44-11, +7 (499) 236-14-27  
*E-mail:* fermet.misis@mail.ru, ferrous@sis.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.

---

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**

## СОДЕРЖАНИЕ

### РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

|                                                                                                                                            |   |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|
| Панова В.Ф., Панов С.А., Карпачева А.А. Металлургические отходы для производства цветного цемента. Оработка режима отбеливания шлака ..... | 5 |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

|                                                                                                                                                                                                  |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Феоктистов А.В., Модзелевская О.Г., Бедарев С.А., Куценко А.А. Особенности физического моделирования теплообменных и аэродинамических параметров ваграночного процесса .....                     | 10 |
| Павловец В.М. Развитие принципов принудительного зародышеобразования в процессе получения железорудных окатышей .....                                                                            | 15 |
| Голубев В.Б., Касымова И.В. Гидродинамические особенности движения расплава в каналах литейной формы .....                                                                                       | 22 |
| Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В., Горюшкин В.Ф. Окислительно-восстановительные процессы при сварке под углеродсодержащим флюсом .....                                    | 25 |
| Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Дмитриенко В.И., Голодова М.А., Осипова Ю.А. Экспериментальное исследование процесса комплексного микролегирования стали ванадием и азотом .....                    | 29 |
| Симачев А.С., Темлянец М.В., Осколкова Т.Н., Перетяtko В.Н., Базайкин В.И. Исследование высокотемпературной пластичности зон кристаллизации непрерывнолитых заготовок рельсовой стали Э76Ф ..... | 33 |
| Лехов О.С. Исследование напряженно-деформированного состояния системы валки – полоса при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Сообщение 1 .....                  | 37 |

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

|                                                                                                                                                                        |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Урицкий А.Г., Редикульцев А.А., Смирнов С.В., Лобанов М.Л., Русаков Г.М. Формирование структуры и текстуры по ширине полосы ферритной стали при горячей прокатке ..... | 42 |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

|                                                                                                                                                                                                 |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Маликов Г.К., Лисенко В.Г., Титаев А.А. Метод расчета взаимных поверхностей излучения в математических моделях высокотемпературных агрегатов, основанный на дискретизации по направлениям ..... | 47 |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

### ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

|                                                                                                                                                                                              |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Полетика И.М., Крылова Т.А., Тетюцкая М.В. Структура и свойства наплавленных покрытий с наноструктурированным поверхностным слоем .....                                                      | 51 |
| Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Соловьев А.Н., Старенченко В.А. Ориентационная зависимость термоактивационных характеристик ползучести монокристаллов сплава Ni <sub>3</sub> Ge .....      | 58 |
| Муравьев В.И., Лончаков С.З., Пицык В.С. Анализ структурных преобразований в зонах локального катастрофического разрушения трубопроводных систем переработки нефтепродуктов .....            | 62 |
| Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Козлов Э.В., Конева Н.А., Быкова Н.В. Микроструктура, поля внутренних напряжений и акустические характеристики металла разрушенного ротора паровой турбины ..... | 67 |

## CONTENTS

### RESOURCES SAVING IN FERROUS METALLURGY

|                                                                                                            |   |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|
| Panova V.F., Panov S.A., Karpacheva A.A. Metallurgical waste for colored cement. Slag bleaching mode ..... | 5 |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

|                                                                                                                                                                                                         |    |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Feoktistov A.V., Modzelevskaya O.G., Bedarev A.S., Kutsenko A.A. The peculiarities of physical modelling of heat-exchange and aerodynamical parameters in the cupola process .....                      | 10 |
| Pavlovets V.M. Development of principles of forced nucleation in the production process of iron ore pellets .....                                                                                       | 15 |
| Golubev V.B., Kasymova I.V. Hydrodynamic characteristics of melt motion in the channels of mold .....                                                                                                   | 22 |
| Kryukov R.E., Bendre Yu.V., Kozlyev N.A., Osetkovskii I.V., Goryushkin V.F. Redox processes in welding with carbon containing flux .....                                                                | 25 |
| Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Dmitrienko V.I., Golodova M.A., Osipova Yu.A. The experimental research of process of integrated microalloying of steel by vanadium and nitrogen .....                  | 29 |
| Simachev A.S., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N., Peretyat'ko V.N., Bazaikin V.I. Research of high-temperature plasticity of crystallization zones in continuously cast ingots of rail steel EH76F ..... | 33 |
| Lekhov O.S. Study of stress-strain state of the rolls during rolling of band-beam in the stands of universal beam mill .....                                                                            | 37 |

### MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

|                                                                                                                                                                  |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Uritskii A.G., Redikul'tsev A.A., Smirnov S.V., Lobanov M.L., Rusakov G.M. Structure and texture formations edgewise of ferritic steel band by hot rolling ..... | 42 |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

### INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

|                                                                                                                                                                  |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Malikov G.R., Lisienko V.G., Titaev A.A. A new method for calculation of exchange areas in high temperature furnaces, based on discrete transfer modelling ..... | 47 |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

### Topical collection of articles «NANOSTRUCTURED MATERIAL SCIENCE»

|                                                                                                                                                                                            |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Poletika I.M., Krylova T.A., Tetyutskaya M.V. Structure and properties of deposited coatings with the nano-structured surface layer .....                                                  | 51 |
| Solov'eva Yu.V., Starenchenko S.V., Solov'ev A.N., Starenchenko V.A. Orientation dependence of creep thermoactivation parameters in Ni <sub>3</sub> Ge single crystals .....               | 58 |
| Murav'ev V.I., Lonchakov S.Z., Pitsyk V.S. Analysis of structural changes in the zones of local catastrophic destruction of pipeline systems of oil refining .....                         | 62 |
| Smirnov A.N., Ababkov N.V., Kozlov E.V., Koneva N.A., Bykova N.V. Microstructure, fields of internal stresses and acoustic characteristics of metal of destroyed steam turbine rotor ..... | 67 |

## МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ОТХОДЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ЦВЕТНОГО ЦЕМЕНТА. ОТРАБОТКА РЕЖИМА ОТБЕЛИВАНИЯ ШЛАКА

**Панова В.Ф.**, к.т.н., профессор (panova\_vf@rambler.ru)

**Панов С.А.**, к.т.н., доцент

**Карпачева А.А.**, к.т.н., доцент

Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

**Аннотация.** Рассмотрен вопрос получения безотходной технологии на металлургическом предприятии, на котором образуются доменные шлаки. Описана технология осветления шлака путем его выстаивания и водной грануляции только части расплава. Металлические включения, осевшие на дно ковша, рекомендовано применять для переплава. Указаны факторы, влияющие на вязкость и степень белизны шлака. Осветленный шлак рекомендован для получения цветного цемента.

**Ключевые слова:** металлургические отходы; доменные шлаки, отбеливание, декоративные строительные материалы, цветные вяжущие.

Цемент – один из важных компонентов строительной индустрии, однако он является и самым затратным, энергоемким материалом. Практика показала, что вяжущими свойствами обладает гранулированный доменный шлак, однако он засорен темноокрашенными примесями и не пригоден для получения цветных цементов [1].

Целью настоящей работы являлось получение цемента на основе доменного гранулированного шлака, активизируя его сульфатным и щелочным активаторами. До проведения процесса активации необходимо осуществить процедуру осветления, т.е. разработать технологию отбеливания шлакового расплава и подобрать пигмент, при этом использовать только техногенные продукты металлургии, которые занимают отвальные территории и нарушают экологический баланс. В работе исследованы техногенные продукты металлургических комбинатов ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» г. Новокузнецка (это бывшие Кузнецкий металлургический (КМК) и Западно-Сибирский (ЗСМК) металлургические комбинаты). Состав шлаков этих комбинатов приведен в таблице. Физико-механические характеристики шлака ЗСМК приведены ниже:

|                                                 |           |
|-------------------------------------------------|-----------|
| Истинная плотность, кг/м <sup>3</sup> . . . . . | 2900/2900 |
| Плотность в зерне, кг/м <sup>3</sup> . . . . .  | 1700/2500 |
| Насыпная плотность, кг/м <sup>3</sup> . . . . . | 1190/1510 |
| Водопоглощение, % . . . . .                     | 12/15     |
| Пористость зерен, % . . . . .                   | 33/13     |
| Межзерновая пустотность, % . . . . .            | 46/15     |
| Прочность в цилиндре, МПа . . . . .             | 48/63     |
| Показатель истираемости, % . . . . .            | 58/47     |

**П р и м е ч а н и е.** В числителе – значения характеристик для гранулированного шлака, в знаменателе – для дробленого.

Для того, чтобы начать применять шлаки, их обязательно нужно исследовать на токсичность, т.е. содержание установленных нормативами вредных веществ, по количеству не превышающих предельно допустимой концентрации (ПДК). Важной характеристикой является радиоактивность, т.е. содержание элементов Ra, Th, K. Исследования на радиоактивность шлаков ЗСМК осуществлялись по ГОСТ 30108 – 94 «Материалы и изделия строительные. Определение удельной активности естественных радионуклидов». Результаты испытаний представлены следующими данными:

| Радиационный параметр                               | Результат измерения,<br>Бк/кг |
|-----------------------------------------------------|-------------------------------|
| Удельная активность K <sup>40</sup> . . . . .       | 139 (66)                      |
| Удельная активность Ra <sup>226</sup> . . . . .     | 116 (24)                      |
| Удельная активность Th <sup>232</sup> . . . . .     | 31 (10)                       |
| Суммарная удельная эффективная активность . . . . . | 168,4 (42,7)                  |

**П р и м е ч а н и е.** В скобках указана погрешность измерения.

Итак, суммарная удельная эффективная активность доменного гранулированного шлака ЗСМК составляет 168,4 ± 43 Бк/кг, это менее 370 Бк/кг (предусмотрено ГОСТом для I класса сырья), что делает его пригодным для всех видов строительства, в том числе и жилья.

Состав и свойства шлаков зависят от способа их охлаждения: при медленном охлаждении шлак образует кристаллической структуры, плотный, прочный (отвальный, дробленый материал); быстроохлажденный гранулированный шлак содержит около 90 % стекловидной активной фазы (рис. 1).

Анализируя химический состав шлаков разных проб (см. таблицу), можно отметить, что они имеют близкий

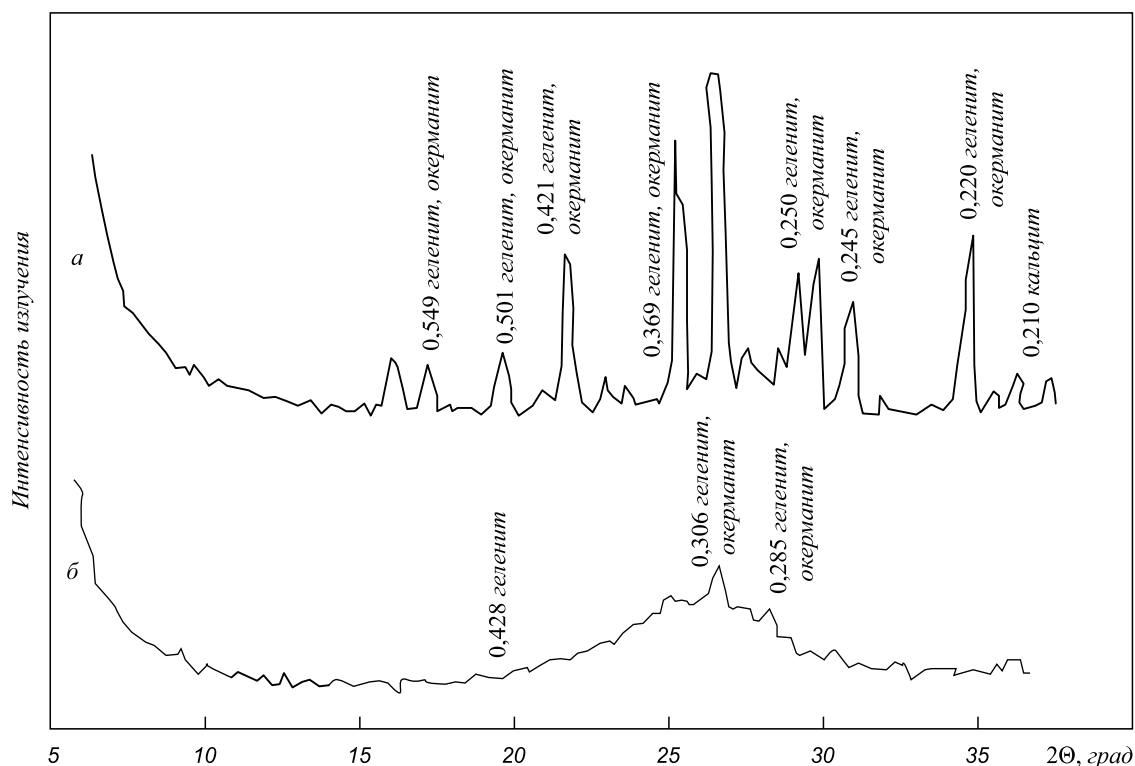


Рис. 1. Дифрактограмма доменного шлака:

*a* – медленно охлажденный доменный шлак (преобладают минералы группы мелилита – геленит –  $\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{SiO}_7$ , окерманит –  $\text{Ca}_2\text{MgSi}_2\text{O}_7$ ; немного кальцита); *b* – быстроохлажденный доменный шлак (преобладает рентгеноаморфное вещество; немного – минералы группы мелилита – геленит  $\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{SiO}_7$ ; мелилит  $\text{Ca}(\text{Al}, \text{Mg}, \text{Si})\text{Si}_2\text{O}_7$ ; окерманит –  $\text{Ca}_2\text{MgSi}_2\text{O}_7$ )

#### Химический состав шлаков ЗСМК и КМК

| Вид шлака            | Содержание оксидов, % |                         |              |              |                         |                       |                |              |                      |     |
|----------------------|-----------------------|-------------------------|--------------|--------------|-------------------------|-----------------------|----------------|--------------|----------------------|-----|
|                      | $\text{SiO}_2$        | $\text{Al}_2\text{O}_3$ | $\text{CaO}$ | $\text{MgO}$ | $\text{Fe}_2\text{O}_3$ | $\text{Na}_2\text{O}$ | $\text{TiO}_2$ | $\text{MnO}$ | $\text{K}_2\text{O}$ | ППП |
| Дробленый ЗСМК       | 36,01                 | 12,01                   | 34,42        | 9,55         | 3,73                    | 0,43                  | 0,99           | 0,87         | 0,57                 | 1,6 |
| Гранулированный ЗСМК | 35,42                 | 14,23                   | 35,84        | 9,89         | 1,89                    | 0,65                  | 0,85           | 0,62         | 0,61                 | 0   |
|                      | 35,73                 | 14,93                   | 34,40        | 9,64         | 2,27                    | 0,69                  | 1              | 0,7          | 0,64                 | 0   |
|                      | 35,80                 | 10,66                   | 41,74        | 6,55         | 2,37                    | 0,49                  | 0,94           | 0,62         | 0,56                 | 0   |
| Гранулированный КМК  | 37,30                 | 13,69                   | 35,75        | 7,57         | 2,89                    | 0,8                   | 0,48           | 0,89         | 0,63                 | 0   |

химический состав, т.е. представляют относительно однородные сырьевые материалы. Установлено, что шлаки мокрой грануляции (гранулированный шлак ЗСМК) содержат несколько меньшее количество темноокрашенных оксидов (оксиды марганца, железа) по сравнению со шлаком полусухой грануляции (шлак КМК) и особенно медленноохлажденным шлаком (дробленый шлак ЗСМК).

Декоративность растворов и бетонов обеспечивается чаще всего применением цветного цемента. Наиболее эффективный способ его получения – использование белого клинкера, в котором ограничено количество красящих оксидов  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MnO}$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . В металлургических шлаках эти оксиды входят в состав металлургических включений, которые в шлаковом расплаве относятся к тяжелым фракциям. Таким образом,

степень белизны шлака зависит от содержания в них элементов-красителей, называемых хромофорами. Такими элементами являются Fe, Ni, Mn, Cr, Ti, Cu и др. Первое место среди хромофоров занимает оксид железа (III), который придает интенсивный цвет – красный, бурый, желтый. Ион  $\text{Fe}^{+2}$  дает зеленоватые и голубоватые цвета. При анализе химического состава доменных гранулированных шлаков двух металлургических комбинатов (КМК и ЗСМК) установлено, что содержание железистых примесей ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) доходит до 3,7 %.

Была выдвинута гипотеза, что при выдержке расплавленного шлака в ковшах более тяжелые фракции выпадут в осадок, т.е. гранулировать необходимо только часть расплава. В связи с этим была поставлена задача: изучить влияние времени выдерживания в ковшах шлакового расплава на способность его к последующей

грануляции, а также исследовать влияние времени выдержки шлака в ковшах на вязкость расплава, степень белизны гранулированного шлака доменного производства.

По степени вязкости шлаки делятся на «короткие» и «длинные». К первым относят шлаки, характеризующиеся сравнительно коротким температурным интервалом изменения вязкости, т.е. небольшой интервал времени перехода при охлаждении расплава из подвижного в неподвижное состояние. Ко вторым относят шлаки, характеризующиеся значительным температурным интервалом изменения вязкости. Вязкость таких шлаковых расплавов при 1500 °С превышает 2 Па·с, а коротких – менее 0,6 Па·с. Шлаки с вязкостью в пределах от 0,6 до 2 Па·с относятся к расплавам с так называемой промежуточной вязкостью. Вязкость шлаков зависит от химико-минералогического состава и температуры [2]. Для шлака одного и того же состава зависимость вязкости от температуры выражается формулой

$$\eta = A_e \frac{B}{RT},$$

где  $A_e$ ,  $B$  – константы, зависящие от энергии активации;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – абсолютная температура.

Установлено, что значение  $B$  закономерно уменьшается по мере повышения содержания  $\text{SiO}_2$  в доменных шлаках. Так, например, при изменении содержания  $\text{SiO}_2$  от 31,3 до 53,9 % величина  $B$  уменьшается от 171,19 до 77,85 кДж. Вязкость расплава растет с усложнением структуры получающихся силикатов. Короткие шлаковые расплавы в процессе вспучивания, осуществляемого после обработки распыленной водой, настолько увеличивают свою вязкость, что делаются практически неподвижными и, следовательно, трудно поддаются вспучиванию. Длинные доменные шлаковые расплавы, богатые кремнеземом и относительно бедные оксидами щелочно-земельных и других двухвалентных металлов,

изменяют вязкость постепенно. Высокая вязкость этих расплавов препятствует их кристаллизации.

На рис. 2 представлены кривые изменения вязкости в интервале температур 1200 – 1600 °С. Кривые вязкости для более легкоплавких расплавов 1 и 2 показывают, что при температуре 1250 °С эти расплавы имеют еще относительно низкую вязкость, равную 3 и 7 Па·с, обеспечивающую достаточную подвижность и способность к грануляции. Достижение такой же вязкости для более тугоплавких расплавов 3 и 4 требует поднятия температуры расплавов не менее чем на 150 – 200 °С. Химический состав доменных шлаков КМК и ЗМКК приближается к составу синтетического шлака № 1, т.е. эти шлаки при температуре около 1300 °С имеют вязкость в пределах 4 Па·с и по вышеприведенным данным способны гранулироваться.

Отработку технологии отбеливания шлакового расплава проводили в цехе его переработки. Исследования осуществляли на доменном шлаке ЗМКК. Шлак от доменной печи до места грануляции транспортируется в ковшах. Температура расплава в ковшах на конечном пункте колеблется от 1300 до 1400 °С. Грануляционная установка представлена на рис. 3. В верхнюю часть лотка поступает вода под давлением, поднимая и одновременно охлаждая подаваемую струю расплава из ковша и приемной ванны. Под действием воды расплав охлаждается и рассыпается на отдельные гранулы, которые падают на лоток и к его основанию. Шлак из нижней части лотка удаляется с помощью бульдозера на склад. В процессе исследования шлак выдерживался в ковшах от 0,5 до 2 ч.

Установлено, что даже после двух часов выдерживания шлак имеет вязкость, при которой возможна грануляция. Однако чем больше времени стоят ковши, тем большее количество затвердевшей массы остается на дне и на стенках ковша. Эту массу условно называют «коржами». При исследовании установлено, что коржи содержат от 40 до 70 % железа (определено методом обработки магнитом измельченного остатка).

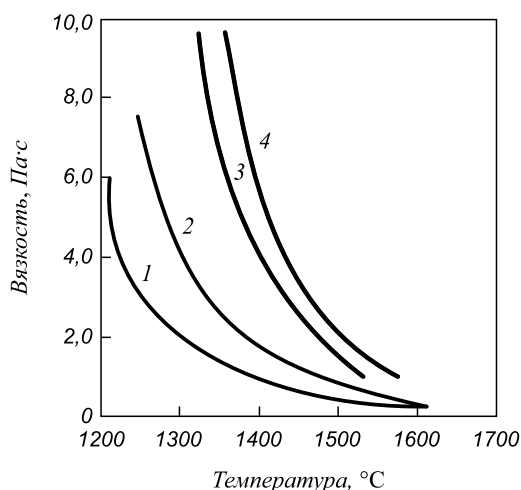


Рис. 2. Зависимость вязкости шлаков от температуры расплава

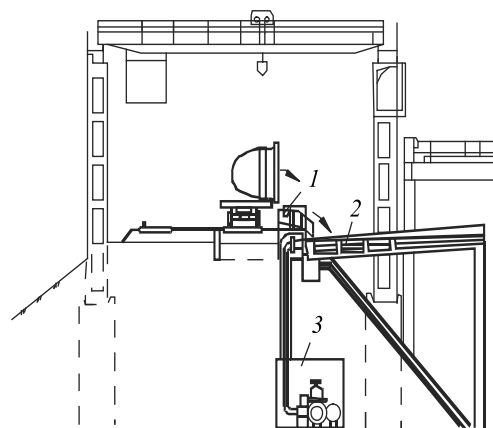


Рис. 3. Гидрожелобная установка для грануляции шлака на ЗМКК: 1 – приемная ванна; 2 – грануляционный желоб; 3 – центробежный насос

В результате эксперимента подтверждено, что при выстаивании шлакового расплава в ковшах более тяжелые фракции (а это в основном железистые включения) оседают, и грануляции можно подвергать только часть расплава – 70 – 75 %. Установлено, что оптимальное время выстаивания шлакового расплава составляет около 45 мин (рис. 4).

Температура расплава в это время составляет около 1200 °С, вязкость системы находится в пределах 6 – 7 Па·с, что обеспечивает достаточную подвижность массы для осуществления грануляции. Чем дольше выстаивается в емкостях шлаковая горячая масса, тем меньший объем расплава способен выливаться, тем больше остается затвердевшего шлака на дне и стенках ковша (до 45 % через 2 ч). Время выдержки, несомненно, влияет на степень белизны шлака, но до определенных пределов (до 60 – 70 мин), после чего остается неизменной.

Грануляция обеспечивает дополнительное «водное» отбеливание шлака, которое заключается в окислении железа  $Fe_2O_3$  до  $Fe_3O_4$ ; последний обладает малой красящей способностью. Это явление зафиксировано при использовании водного охлаждения белого клинкера [3].

Шлаковый расплав, находясь в определенном термодинамическом состоянии, подвергаясь резкому охлаждению водой при грануляции, скачкообразно вызывает энергетическое изменение в системе. Отбеливание шлака объясняется изменением координации красящих оксидов, снижением валентности железа и образованием бесцветных кристаллов алюмината кальция.

Рекомендовано оптимальное время выстаивания расплава – 30 – 45 мин, при этом степень белизны гранулированного шлака составляет 65 – 70 %, т.е. такие материалы пригодны для производства цветных цементов и бетонов [4].

Степень белизны шлака определена на колориметре по количеству отраженного света и составила до отбеливания 50 – 60 % (при выдержке расплава в ковшах в течение 15 – 20 мин), после отбеливания – 65 – 70 % (при выдержке расплава в течение 40 – 60 мин). Известно, что по степени белизны цемент делится на 1-ый, 2-ой, 3-ий сорта, степень белизны их составляет 90 – 100 %, 80 – 90 %, 70 – 80 % соответственно. Для декоративных цементов допускается 65 – 67 % [1].

Установлено, что при хранении гранулированного шлака более одного года на открытом воздухе идут обратные процессы с появлением желтого оттенка, который снижает степень белизны. Поэтому отбеленные шлаки для получения декоративных вяжущих, а также

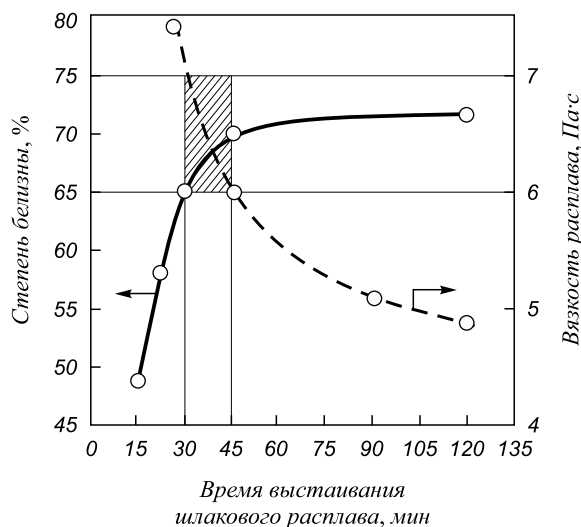


Рис. 4. Влияние времени выстаивания шлакового расплава на его вязкость и степень белизны гранулированного шлака. Заштрихована оптимальная область для отбеливания и грануляции шлака

бетонов и растворов необходимо хранить в закрытых емкостях и применять в свежем виде с выдержкой не более трех месяцев.

Предложено избавиться от темноокрашенных примесей путем выстаивания шлака до вязкости, позволяющей гранулировать расплав. Установлено, что грануляции можно подвергать часть (70 – 75 %) расплава шлака после отстаивания его в течение 30 – 45 мин при температуре около 1200 °С без остатка расплава с металлическими примесями на дне ковша (коржей). Грануляция обеспечивает дополнительно водное отбеливание. Коржи необходимо направлять на переплав.

**Выводы.** Гранулированный шлак после отбеливания относится к третьему сорту, степень его белизны 65 – 67 %, и он может быть применен для получения цветных цементов после добавки пигмента.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Волженский А.В. Минеральные вяжущие вещества: Учебник для вузов. – М.: Стройиздат, 1986. – 464 с.
2. Гончаров Ю.И., Иванов А.С., Гончарова М.Ю., Евтушенко Е.И. // Изв. вуз. Строительство. 2002. № 4. С. 50 – 53.
3. Баженов П.И., Холопова Л.И. Цветные цементы и их применение в строительстве. – М.: Стройиздат, 1968. – 169 с.
4. Панов С.А., Панова В.Ф. Декоративные строительные материалы из отбеленного и активированного шлака. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 216 с.

© 2014 г. Панова В.Ф., Панов С.А.,  
Карпачева А.А.  
Поступила 17 июня 2014 г.

## METALLURGICAL WASTE FOR COLORED CEMENT. SLAG BLEACHING MODE

**Panova V.F.**, *Cand. Sci. (Eng.), Professor*  
(panova\_vf@rambler.ru)

**Panov S.A.**, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*

**Karpacheva A.A.**, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*

**Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Kemerovo region, Novokuznetsk, 654007, Russia)

**Abstract.** The article considers the problem of obtaining non-waste technology for steel plant, producing blast-furnace slag. The technology of slag bleaching by its setting and water granulation only part of the melt is described. It is recommended to apply for remelting metallic inclusions that have settled to the bottom of the bucket. The factors, affecting the viscosity and degree of slag whiteness, are given in the paper. The clarified slag is recommended for colored cement.

**Keywords:** metallurgical wastes; blast furnace slag, bleaching, decorative building materials, colored binders.

## REFERENCES

1. Volzhenskii A.V. *Mineral'nye vyazhushchie veshchestva: Uchebnik dlya vuzov* [Mineral binding materials: Textbook for universities]. Moscow: Stroiizdat, 1986. 464 p. (In Russ.).
2. Goncharov Yu.I., Ivanov A.S., Goncharova M.Yu., Evtushenko E.I. The peculiarities of factors and structural irregularity of metallurgical slag. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2002, no. 4, pp. 50–53. (In Russ.).
3. Bazhenov P.I., Holopova L.I. *Tsvetnye tsementy i ikh primeneniye v stroitel'stve* [Coloured cements and their usage in building]. Moscow: Stroiizdat, 1968. 169 p. (In Russ.).
4. Panov S.A., Panova V.F. *Dekorativnye stroitel'nye materialy iz otbelennogo i aktivirovannogo shlaka* [Decorative building materials from bleached and activated slag]. Novokuzneck: izd. SibGIU, 2010. 216 p. (In Russ.).

Received June 17, 2014

## ОСОБЕННОСТИ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕПЛООБМЕННЫХ И АЭРОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ВАГРАНОЧНОГО ПРОЦЕССА\*

**Феоктистов А.В.**, к.т.н., доцент (umu@sibsiu.ru)

**Модзелевская О.Г.**, старший преподаватель

**Бедарев С.А.**, к.т.н., доцент

**Куценко А.А.**, аспирант

Сибирский государственный индустриальный университет

(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., Кирова, 42)

**Аннотация.** Рассмотрены вопросы переноса и адекватности результатов плавки, полученных на вагранках малого диаметра, на вагранки промышленного назначения. Проведен анализ условий подобия при переходе от вагранок малого диаметра к вагранкам большего диаметра, который показал, что основные требования натурного (физического) моделирования выполняются. Сделан вывод, что температурный режим в холостой колоше и в зоне нагрева шихты не зависит от диаметра печи при условии выполнения полученных в работе основных соотношений между геометрическими параметрами печи, размерами кусков кокса и шихты, вытекающих из главных требований (теорем) теории подобия и натурного моделирования.

**Ключевые слова:** вагранка, моделирование, подобие, геометрические параметры печи, шихта, кокс.

Физическое моделирование теплообменных и аэродинамических процессов в металлургических печах с применением теории подобия широко используется в научных исследованиях на лабораторных установках, а их результаты применяются при создании новых конструкций промышленных агрегатов. Натурное моделирование позволяет в значительной степени снизить материальные и временные затраты при создании эффективно работающих конструкций печей, разработке рациональных температурных и тепловых режимов их работы.

Анализ условий подобия при переходе от вагранок малого диаметра к вагранкам большего диаметра показывает, что основные требования натурного (физического) моделирования при асимптотике по внутреннему диаметру печи к меньшим и большим значениям выполняются.

Геометрическое подобие выполняется четким соотношением между высотными параметрами печи и ее внутренним диаметром  $D$ , т.е.  $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$ ;  $H_{\text{х.к}} = 1,165\sqrt{D}$ ;  $H_{\text{пд}} = 3,18\sqrt{D}$ , где  $H_{\text{п}}$ ,  $H_{\text{х.к}}$  и  $H_{\text{пд}}$  – высота полезная, холостой колоши и зоны подогрева печи [1].

Физическое моделирование ваграночных процессов стали применять еще в середине прошлого века. Так, Л.И. Леви исследование влияния дутья, обогащенного кислородом, проводил на печах с внутренним диам. 150 и 310 мм [2]; многоуровневая подача дутья без подогрева и с подогревом исследовалась Л.М. Мариенбахом на вагранке диам. 250 мм [3]. Лабораторные плавки прово-

дили с использованием кокса и шихтовых материалов, которые применяются в литейных цехах для выплавки чугуна, но, соответственно, меньших размеров.

В работе [3] количество поступающего в вагранку воздуха варьировалось в пределах от 50 до 150 м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>·мин). Средний размер кусков кокса в различных опытах изменялся от 30 – 50 до 70 – 90 мм. Температура подогрева дутья варьировалась от 17 до 200 °С. По результатам исследований были разработаны первичные технологические инструкции для их опробования и внедрения в производственный процесс.

Настоящая работа посвящена проблеме переноса и адекватности результатов плавки, полученных на вагранках малого диаметра, на вагранки промышленного назначения.

Как показывает анализ, геометрические параметры вагранок, применяемых в промышленности, имеют широкий диапазон размеров [4 – 6]. Номинальная удельная производительность вагранок  $P_{\text{в}}$ , кг/(м<sup>2</sup>·с), не зависит от диаметра, а определяется расходом воздуха  $q_0$ , м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>·с), содержанием кислорода в дутье  $O_2^0$ , %, расходом кокса  $k$ , %, содержанием углерода в коксе  $C$ , %, составом отходящих газов по  $CO$  и по  $CO_2$ , % [1]:

$$P_{\text{в}} = 53,7 \frac{q_0 O_2^0}{kC} \cdot \frac{CO_2 + CO}{CO_2 + 0,5CO}, \text{ кг/(м}^2\cdot\text{с)}. \quad (1)$$

Номинальная удельная производительность всех вагранок, рассчитанная по формуле (1), составляет  $P_{\text{в}} = 2,08$  кг/(м<sup>2</sup>·с) при  $q_0 = 2,0$  м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>·с);  $O_2^0 = 21$  %;  $k = 14$  %;  $C = 90$  %;  $CO_2 = 14$  %;  $CO = 11,5$  %.

\* Работа выполнена согласно заданию № 2014/213 на выполнение государственных работ в сфере научной деятельности в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России.

Для получения номинальной производительности в размерности т/ч необходимо значение  $P_b = 2,08 \text{ кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$  умножить на площадь пода печи  $S_b = \pi D^2/4$  и домножить на полученный эмпирическим путем коэффициент  $A = 3600/1000$ .

В производственных условиях производительность вагранки изменяется в определенном диапазоне (см. табл. 1), так как расход кокса в зависимости от принятой технологии плавки и другие показатели колеблются в следующих пределах:  $11 \leq k \leq 16 \%$ ;  $q_0 = 1,7 - 2,2 \text{ м}^3/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$ ;  $\text{CO}_2 = 10 - 16 \%$ ;  $\text{CO} = 8,5 - 18 \%$ ;  $\text{C} = 84 - 95 \%$ ; кроме того, изменяется влажность дутья, что также ведет к изменению производительности печи.

Для вагранок нормального ряда между полезной высотой печи  $H_{\Pi}$  и ее внутренним диаметром  $D$  существует эмпирическая зависимость [1]

$$H_{\Pi} = 4,345\sqrt{D}, \text{ м.} \quad (2)$$

Аналогичная эмпирическая зависимость справедлива и для доменных печей [1]:

$$H_{\Pi} = 9,39\sqrt{D_r}, \text{ м,} \quad (3)$$

где  $D_r$  – диаметр горна доменной печи, м.

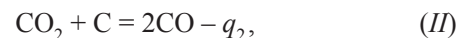
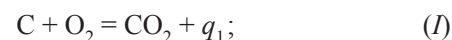
Коэффициент пропорциональности для доменных печей в 2,16 раз больше, чем для вагранок. Это обстоятельство связано с наличием в доменных печах восстановительной зоны, которая отсутствует у печей, работающих на переплав.

Для вагранок, диаметр которых меньше 500 мм, также справедлива зависимость типа (2) [1]. Основные параметры лабораторных вагранок представлены ниже:

|                           |       |       |       |
|---------------------------|-------|-------|-------|
| $D$ , мм                  | 200   | 300   | 400   |
| $H_{\Pi}$ , мм            | 1950  | 2380  | 2750  |
| $P_b$ , кг/(\text{м}^2·с) | 2,08  | 2,08  | 2,08  |
| $P_b$ , т/ч               | 0,235 | 0,529 | 0,940 |

Условия постоянства температурного режима в холостой колоше вагранок с различным внутренним диаметром.

В холостой колоше вагранки идут две последовательные реакции



где  $q_1 = 408\,842 \text{ кДж/кмоль}$ ;  $q_2 = 162\,405 \text{ кДж/кмоль}$ .

Первая реакция в кислородной зоне идет практически до конца, пока не прореагирует весь кислород дутья. Вторая реакция восстановительной зоны, как правило, заканчивается, когда прореагирует половина молекул  $\text{CO}_2$ , поступивших с газами из низлежащей кислородной зоны. Общее количество тепла, выделяющееся в холостой колоше, составит  $\Delta q = q_1 - q_2 = 408\,842 - 162\,405/2 = 327\,640 \text{ кДж/кмоль}$ .

Количество тепла, выделяющееся в единицу времени, запишется в виде [1]

$$\Delta q \frac{dc}{d\tau} = \Delta q \beta F_k c \frac{1}{1 + \text{Sm}}, \quad (4)$$

где  $c$  – концентрация реагирующего газа;  $\beta$  – коэффициент массообмена;  $F_k$  – удельная поверхность кусков топлива;  $\text{Sm}$  – критериальное число Семенова.

Хотя геометрические параметры вагранок, включая и лабораторные, изменяются значительно, температурные условия в период плавки должны оставаться неизменными. Для этого в холостой колоше различных вагранок за счет горения кускового топлива должно выделяться в единицу времени одинаковое количество тепла, вне зависимости от размера внутреннего диаметра печи<sup>1</sup>.

От внутреннего диаметра печи зависит только общая поверхность реагирования, определяемая как [1]

$$F_k^0 = F_k H_{x,k} = \frac{6(1-\varepsilon)\varphi}{d_k} 1,165\sqrt{D} = B; \quad (5)$$

здесь  $H_{x,k} = 1,165\sqrt{D}$  [1];  $\varepsilon$  – порозность слоя топлива;  $\varphi$  и  $d_k$  – коэффициент формы и размер куса топлива.

Т а б л и ц а 1

Основные параметры вагранок [4, 5]

| Показатель                                           | Значение показателя при внутреннем диаметре печи, мм |           |           |           |           |           |            |         |         |         |
|------------------------------------------------------|------------------------------------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------|---------|---------|---------|
|                                                      | 500                                                  | 600       | 700       | 800       | 900       | 1100      | 1300       | 1500    | 1800    | 2100    |
| Полезная высота, мм                                  | 3000                                                 | 3300      | 3500      | 3800      | 4000      | 4900      | 5000       | 5500    | 6300    | 7100    |
| Производительность, т/ч                              | 1,3 – 1,65                                           | 2,0 – 3,0 | 2,7 – 3,5 | 3,6 – 4,6 | 4,8 – 6,1 | 6,5 – 8,3 | 9,0 – 12,0 | 13 – 16 | 18 – 23 | 25 – 32 |
| Номинальная производительность по уравнению (1), т/ч | 1,63                                                 | 2,41      | 3,2       | 4,17      | 5,28      | 7,89      | 11,02      | 14,67   | 21,13   | 28,75   |

<sup>1</sup> Постоянство интенсивности потерь тепла через стенки шахты регулируется толщиной огнеупорной футеровки.

Общая поверхность реагирования должна быть постоянной величиной ( $B$ ), тогда постоянным будет количество тепла, выделяемое в единицу времени, т.е. определяемое выражением (4).

Из соотношения (5) получается искомая зависимость

$$\frac{\sqrt{D}}{d_k} = \frac{B}{7(1-\varepsilon)\varphi}, \text{ или } d_k = B_1 \sqrt{D}, \quad (6)$$

где  $B_1 = \frac{7(1-\varepsilon)\varphi}{B}$  – коэффициент пропорциональности.

Определим значение  $B_1$  по данным эталонной плавки. На вагранке диам.  $D = 0,85$  м достигается максимальная температура металла  $T_m \approx 1400 - 1420$  °С при  $q_0 = 2,0$  м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>·с) после отсева кусков кокса до среднего размера  $d_k = 0,075 - 0,080$  м. Следовательно  $A_1 = d_k/\sqrt{D} = 0,081$  м<sup>0,5</sup>.

Высота кислородной зоны ( $z_{к.з.}$ ) также зависит от размера куска топлива [1]:

$$z_{к.з.} = \frac{\ln 20 d_k \text{Re}^{0,17}}{1,68(1-\varepsilon)\varphi}, \quad (7)$$

где  $\text{Re} = \frac{q_0 d_k}{\nu} \frac{\bar{T}_r}{273}$  – критериальное число Рейнольдса;  $\nu$  и  $\bar{T}_r$  – кинематическая вязкость и средняя температура газа в кислородной зоне.

Крупный размер кусков топлива повышает высоту кислородной зоны:  $z_{к.з.} \approx d_k^{1,17}$ , или с учетом выражения (6)  $z_{к.з.} \approx D^{0,585}$ , что способствует повышению температуры чугуна. При этом одновременно снижается скорость реакции ( $I$ ) горения топлива, а, следовательно, и скорость выделения тепла по геометрической координате  $z$  [1]:

$$q_0 \frac{dc}{dz} = -\psi \frac{6(1-\varepsilon)\varphi}{d_k} c \frac{1}{1+\text{Sm}}; \quad (8)$$

здесь  $\psi = \beta/\nu$  – функция переноса;  $\nu$  – скорость газа.

Продуваемость топливной насадки с ростом размера кусков топлива резко возрастает. На холодном дутье за счет замедления отдачи тепла газу в соответствии с выражением (8) в области фурм до центра холостой колоши возникают захлаживающие зоны, которые сни-

жают эффект повышения температуры металла, связанной с ростом высоты кислородной зоны. Кроме того, скорость прохождения капель чугуна через зону высоких температур возрастает с увеличением параметра  $d_k$ . Поэтому прямой зависимости температуры металла на выпуске ( $T_m$ ) от размера  $d_k$  не наблюдается, если  $H_{х.к} = 1,165\sqrt{D}$ .

С подогревом дутья температура газа в захлаживающих зонах повышается, и в соответствии с этим оптимальный размер кусков топлива будет выше значений, указанных в табл. 2.

*Температурные условия в зоне нагрева шихты для вагранок лабораторного и промышленного рядов.*

Как уже отмечалось [1],  $H_{х.к} = 1,165\sqrt{D}$ .

С уменьшением диаметра печи  $D$  снижается и высота зоны подогрева шихты ( $H_{пл}$ ) до температуры плавления:  $H_{пл} = H_{п} - H_{х.к} = 4,345\sqrt{D} - 1,165\sqrt{D} = 3,18\sqrt{D}$ .

Температура шихты на выходе из зоны нагрева ( $T''_{ш}$ ) определяется как [1]

$$T''_{ш} = T'_{ш} + (T'_r - T'_{ш}) \frac{W_r}{W_{ш}} z; \quad (9)$$

$$z = \frac{1 - \exp\left[-\left(1 - \frac{W_r}{W_{ш}}\right) \frac{\alpha_F F}{W_r}\right]}{1 - \frac{W_r}{W_{ш}} \exp\left[-\left(1 - \frac{W_r}{W_{ш}}\right) \frac{\alpha_F F}{W_r}\right]}, \quad (10)$$

где  $T'_r$  – температура газа на входе в зону нагрева;  $W_r = C_r \nu_r$  – удельная теплоемкость потока газа, Вт/(м<sup>2</sup>·К);  $W_{ш} = \rho_{ш} C_{ш} \nu_{ш}$  – удельная теплоемкость потока шихты, Вт/(м<sup>2</sup>·К);  $C_r$  и  $C_{ш}$  – теплоемкости газа и шихты;  $\nu_r$  и  $\nu_{ш}$  – скорости газа и шихты в противотоке;  $\rho_{ш}$  – насыпная плотность шихты;  $T'_{ш}$  – температура шихты на входе в зону нагрева;  $\alpha_F$  и  $F$  – коэффициент и площадь теплообмена.

Температура газа на выходе из зоны нагрева равна

$$T''_r = T'_r - (T'_r - T'_{ш}) z. \quad (11)$$

Отношение удельных теплоемкостей потоков  $W_r/W_{ш}$  не зависит от диаметра печи. Скорость схода шихты определяется из отношения

Т а б л и ц а 2

Оптимальный размер кусков кокса для вагранок различных диаметров

| Показатель                      | Значение показателя при внутреннем диаметре печи, м |       |       |       |       |       |       |       |       |       |
|---------------------------------|-----------------------------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
|                                 | 0,20                                                | 0,30  | 0,40  | 0,50  | 0,85  | 1,10  | 1,35  | 1,70  | 2,10  | 2,65  |
| $H_{х.к} = 1,165\sqrt{D}$ , м   | 0,521                                               | 0,638 | 0,737 | 0,824 | 1,074 | 1,22  | 1,35  | 1,52  | 1,69  | 1,896 |
| $\bar{d}_k = 0,081\sqrt{D}$ , м | 0,036                                               | 0,044 | 0,051 | 0,057 | 0,075 | 0,085 | 0,094 | 0,107 | 0,117 | 0,132 |

$$v_{\text{ш}} = \frac{P_{\text{в}}}{\rho_{\text{ш}}} = \frac{53,7 q_0 \text{O}_2^0 \frac{A}{kC}}{\rho_{\text{м}} + \frac{k}{100} \rho_{\text{к}} + \frac{u}{100} \rho_{\text{и}}}, \quad (12)$$

где  $k$  и  $u$  – расход кокса и известняка, %;  $\rho_{\text{м}}$ ,  $\rho_{\text{к}}$  и  $\rho_{\text{и}}$  – плотности металлической составляющей шихты, кокса и известняка.

От диаметра печи не зависят такие параметры, как  $C_{\text{ш}}$ ,  $C_{\text{г}}$  и  $v_{\text{г}} = q_0 \frac{\bar{T}_{\text{г}}}{273\varepsilon}$  (здесь  $\bar{T}_{\text{г}}$  – средняя температура газа в зоне нагрева), от него зависит только безразмерный критерий  $\alpha_F F / W_{\text{г}}$ , входящий в выражения для определения температуры шихты ( $T_{\text{ш}}''$ ) и газа ( $T_{\text{г}}''$ ) на выходе из зоны нагрева.

Для того, чтобы величина  $T_{\text{ш}}''$  была постоянной вне зависимости от диаметра печи, параметр  $\alpha_F F / W_{\text{г}}$  также функционально не должен зависеть от этого параметра. Следовательно, можно записать  $\alpha_F F = A_1$ , где  $A_1$  – постоянная величина, которая будет определяться соотношением между диаметром печи и средним размером кусков металлической шихты ( $\bar{d}_{\text{ш}}$ ).

Коэффициент теплообмена находится из выражения

$$\alpha_F = \frac{\bar{d}_{\text{ш}}}{7,5(1-\varepsilon)} \alpha_{\nu}, \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{К)}, \quad (13)$$

где  $\alpha_{\nu}$  – коэффициент теплообмена, отнесенный к единице объема шихты, Вт/(м<sup>3</sup>·К).

Б.И. Китаев для расчета коэффициента  $\alpha_{\nu}$  доменной шихты рекомендует формулу [7]

$$\alpha_{\nu} = 186 \frac{q_0^{0,9} \bar{T}_{\text{г}}^{0,3}}{\bar{d}_{\text{ш}}^{0,75}} M, \text{ Вт/(м}^3 \cdot \text{К)}, \quad (14)$$

где  $M$  – коэффициент, зависящий от процентного содержания мелочи в шихте.

Ваграночная шихта по составу и по размерам фрагментов значительно отличается от доменной и состоит в основном из металла более крупной фракции.

Для коксовых вагранок при определении коэффициента теплообмена между газом и шихтой предлагается зависимость вида [8]

$$\alpha_F = 0,475 \frac{q_0^{0,65} \bar{T}_{\text{г}}}{\bar{d}_{\text{ш}}}, \text{ Вт/(м}^3 \cdot \text{К)}. \quad (15)$$

Общая площадь теплообмена составит

$$F = \frac{6(1-\varepsilon)}{\bar{d}_{\text{ш}}} (H_{\text{и}} - H_{\text{х.к}}) = \frac{6(1-\varepsilon)}{\bar{d}_{\text{ш}}} 3,18 \sqrt{D}. \quad (16)$$

Подставляя выражения (15), (16) и (13) в исходную формулу  $\alpha_F F = A_1$ , имеем

$$\alpha_F F = \frac{\bar{d}_{\text{ш}}}{7,5(1-\varepsilon)} 0,475 q_0^{0,65} \frac{\bar{T}_{\text{г}}}{\bar{d}_{\text{ш}}} \frac{6(1-\varepsilon)}{\bar{d}_{\text{ш}}} 3,18 \sqrt{D} = A_1, \quad (17)$$

$$\text{или } \frac{\sqrt{D}}{\bar{d}_{\text{ш}}} = A_2, \text{ где } A_2 = 0,83 \frac{A_1}{q_0^{0,65} \bar{T}_{\text{г}}}.$$

Таким образом, получаем искомое соотношение  $\bar{d}_{\text{ш}} = \frac{\sqrt{D}}{A_2}$ , где  $A_2 = \frac{1}{A_3}$  – постоянный коэффициент. Значение коэффициента  $A_3$  определено в работе [9]:  $A_3 = \frac{0,21}{A}$ , где  $A = \frac{S_{\text{к}}}{S_0}$  – коэффициент формы куска шихты;  $S_{\text{к}}$  и  $S_0$  – площади поверхности куска шихты и равновеликого по объему шара.

В предыдущей работе [9] приведена таблица, в которой представлены расчетные значения коэффициента  $A$  для фрагментов шихты различной формы по методике работы [10]. Масса элемента шихты определена из соотношения  $M_{\text{т}} = \frac{\pi}{6} \bar{d}_{\text{ш}}^3 \rho_4 = 3,61 \cdot 10^3 \bar{d}_{\text{ш}}^3$ , кг, где  $\rho_4$  – плотность элемента шихты. Для всех значений  $A$  средние размеры кусков шихты  $\bar{d}_{\text{ш}}$  приведены к эквивалентному диаметру шара. Для  $A > 1,329$  максимальный линейный размер элемента шихты не должен превышать половины внутреннего диаметра вагранки.

Обычная шихта для выплавки чугунов марок СЧ20 и выше имеет следующий состав:

| Шихтовые материалы                                        | Содержание в шихте, % | $A$   |
|-----------------------------------------------------------|-----------------------|-------|
| Чугуны чушковые . . . . .                                 | 20                    | 1,329 |
| Лом чугуновый и возврат собственного производства . . . . | 30                    | 1,500 |
| Лом стальной кусковый или пакетированный . . . . .        | 50                    | 1,500 |

Среднее значение для коэффициента формы составило 1,466.

Рассчитанные по формуле  $\bar{d}_{\text{ш}} = \frac{0,21}{A} \sqrt{D} = 0,143 \sqrt{D}$  значения среднего размера элемента шихты для вагранок различного диаметра приведены ниже:

|                                    |       |       |       |       |       |       |
|------------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| $D$ , м . . . . .                  | 0,2   | 0,3   | 0,4   | 0,5   | 0,7   | 0,9   |
| $\bar{d}_{\text{ш}}$ , м . . . . . | 0,064 | 0,078 | 0,090 | 0,100 | 0,120 | 0,135 |
| $D$ , м . . . . .                  | 1,1   | 1,3   | 1,5   | 1,7   | 2,1   |       |
| $\bar{d}_{\text{ш}}$ , м . . . . . | 0,150 | 0,163 | 0,175 | 0,186 | 0,207 |       |

Выполнение условий подобия для вагранок с различным значением внутреннего диаметра.

Практика эксплуатации вагранок лабораторного типа с внутренними диаметрами  $D = 155$  мм [2],  $D = 200$  мм [1],  $D = 250$  мм [3] и производственного типа (начиная с  $D = 500$  мм) показывает, что основные выходные параметры – температура выпускаемого

чугуна  $T_m''$ , удельная производительность  $P_v$ , кг/(м<sup>2</sup>·с), остаются неизменными и не зависят от величины  $D$ .

Анализ проведенных расчетов позволил сделать следующее заключение. Геометрическое подобие выполняется четким соотношением между высотными параметрами печи и ее внутренним диаметром:  $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$ ;  $H_{\text{х.к}} = 1,165\sqrt{D}$ ;  $H_{\text{пл}} = 3,18\sqrt{D}$ . Критерий Рейнольдса в области холостой колоши и в зоне подогрева шихты в вагранках любого диаметра находится в области чисел  $10^4 \leq Re \leq 10^5$ . Соппротивление слоя шихты при таких числах  $Re$  не зависит от данного критерия и находится в автомодельной области [1, 10, 11]. Движение газовых потоков в области фурм потенциальное [12, 13] вне зависимости от диаметра печи. Слой кокса в области фурм неподвижен без образования зон циркуляции. Физические параметры дутья и газов в шахте вагранки любого диаметра (плотность, вязкость, теплопроводность и теплоемкость) постоянны, так как для плавки применяется твердое топливо (кокс, антрацит, тощие угли) одинакового состава, состав дутья идентичен, что ведет к выполнению условия  $Pr = \text{idem}$ . Средний размер кусков кокса в холостой колоше подчиняется закономерности  $\bar{d}_k = 0,081\sqrt{D}$ , м, что обеспечивает постоянство температурных условий в период плавки для всех вагранок, включая лабораторные и печи промышленного ряда. Постоянство основного критерия теплообмена в противотоке  $\alpha_F F / W_r = \text{idem}$  и симплекса  $W_r / W_{\text{ш}} = \text{idem}$  для лабораторных и промышленных вагранок обеспечивается зависимостью среднего размера фрагмента шихты  $\bar{d}_{\text{ш}} = 0,143\sqrt{D}$ . Постоянство температуры перегрева капель жидкого чугуна в холостой колоше вагранок различного внутреннего диаметра гарантируется зависимостью высоты кислородной зоны  $z_{\text{к.з}}$  от среднего размера куса топлива  $\bar{d}_k$ , а следовательно, и от диаметра печи. Удельная производительность вагранки не зависит от ее диаметра, а определяется удельной подачей дутья  $q_0 = 1,9 - 2,2$ , м<sup>3</sup>/(м<sup>2</sup>·с), содержанием кислорода в дутье  $O_2^0$ , %, расходом кокса  $k$ , %, содержанием

углерода в топливе  $C$ , %, составом отходящих газов по  $CO_2$  и по  $CO$ , %.

**Выводы.** Температурный режим в холостой колоше и в зоне нагрева шихты не зависят от диаметра печи при условии выполнения основных соотношений между геометрическими параметрами печи, размерами кусков кокса и шихты:  $H_{\text{п}} = 4,345\sqrt{D}$ ;  $H_{\text{х.к}} = 1,165\sqrt{D}$ ;  $\bar{d}_k = 0,081\sqrt{D}$ ;  $\bar{d}_{\text{ш}} = 0,143\sqrt{D}$ . Представленные соотношения вытекают из главных требований (теорем) теории подобия и натурального моделирования.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Бедарев С.А. Теория и практика интенсификации технологического процесса в шахтных печах малого диаметра. – М.: Теплотехник, 2010. – 379 с.
2. Леви Л.И. Кислород в процессе получения чугуна. – М.: Машгиз, 1955. – 275 с.
3. Мариенбах Л.М. Интенсификация ваграночного процесса. – М.: ГНТИ, 1964. – 386 с.
4. Гиршович Н.Г. Чугунное литье. – М.: Металлургиздат, 1949. – 706 с.
5. Брилах М.М., Горфинкель В.М. Модернизация вагранок. – М.: Машиностроение, 1966. – 173 с.
6. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н.Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.
7. Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Лазарев Б.П. Теплообмен в доменной печи. – М.: Металлургия, 1966. – 354 с.
8. Грачев В.А., Черный А.А. Современные методы плавки чугуна. – Саратов: Приволж. кн. изд., 1973. – 342 с.
9. Феоктистов А.В., Модзелевская О.Г. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2014. № 4. С. 29 – 34.
10. Чапыгин Ю.В., Еринов А.Е. Использование природного газа при плавке чугуна. – Киев: Наукова думка, 1976. – 238 с.
11. Богданди Л.Ф., Энгель Г.Ю. Восстановление железных руд. – М.: Металлургия, 1971. – 519 с.
12. Численное моделирование в аэрогидродинамике / Под ред. Г.Г. Черного. – М.: Наука, 1986. – 262 с.
13. Селянин И.Ф., Маркс Г.Л. // Литейное производство. 1987. № 12. С. 23 – 25.

© 2014 г. Феоктистов А.В., Модзелевская О.Г.,  
Бедарев С.А., Куценко А.А.  
Поступила 26 мая 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 10–15.

## THE PECULIARITIES OF PHYSICAL MODELLING OF HEAT-EXCHANGE AND AERODYNAMICAL PARAMETERS IN THE CUPOLA PROCESS

**Feoktistov A.V.**, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*  
(umu@sibsiu.ru)

**Modzelevskaya O.G.**, *Senior Lecturer*

**Bedarev A.S.**, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor*

**Kutsenko A.A.**, *Postgraduate*

**Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

**Abstract.** This paper deals with the transfer and the adequacy of the results of melting, obtained on small-diameter cupola, on cupola of industrial purpose. The analysis of the similarity consideration in the transition from a small-diameter cupola to the larger diameter cupola

was conducted, which showed that the basic requirements of a full-scale (physical) modeling were carried out. It was concluded that the thermal behavior, in the idler and the charge heating zone, does not depend on the diameter of furnace provided the basic ratio between the geometric parameters of the furnace, the parameters of the charge and coke, which are following from the major requirements (theorem) of the similarity law and full-scale modeling.

**Keywords:** cupola, modeling, similarity, geometric parameters of the furnace, charge, coke.

## REFERENCES

1. Selyanin I.F., Feoktistov A.V., Bedarev S.A. *Teoriya i praktika intensifikatsii tekhnologicheskogo protsessa v shakhtnykh pechakh malogo*

- diametra* [Theory and practice of processing intensification in shaft-furnaces of low diameter]. Moscow: Teplotekhnika, 2010. 379 p. (In Russ.).
2. Levi L.I. *Kislород v protsesse polucheniya chugunnogo lit'ya* [Oxygen in production of iron casting]. Moscow: Mashgiz, 1955. 275 p. (In Russ.).
  3. Marienbakh L.M. *Intensifikatsiya vagranochnogo protsessa* [Intensification of a cupola process]. Moscow: GNTI, 1964. 386 p. (In Russ.).
  4. Girshovich N.G. *Chugunnoe lit'e* [Iron casting]. Moscow: Metallurgizdat, 1949. 706 p. (In Russ.).
  5. Brilakh M.M., Gorfinkel' V.M. *Modernizatsiya vagranok* [Cupola improvement]. Moscow: Mashinostroenie, 1966. 173 p. (In Russ.).
  6. *Spravochnik po chugunному lit'yu* [Iron casting: handbook]. Girshovich N.G. ed. Leningrad: Mashinostroenie, 1978. 758 p. (In Russ.).
  7. Kitaev B.I., Yaroshenko Yu.G., Lazarev B.P. *Teploobmen v domennoi pechi* [Heat-exchange in a blast furnace]. Moscow: Metallurgiya, 1966. 354 p. (In Russ.).
  8. Grachev V.A., Chernyi A.A. *Sovremennyye metody plavki chuguna* [Modern methods of iron smelting]. Saratov: Privolzh. kn. izd., 1973. 342 p. (In Russ.).
  9. Feoktistov A.V., Modzelevskaya O.G. Analysis of forces, having an effect on coke or coal fuel nozzle in shaft furnaces of minor diameter (cupola). *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2014, no. 4, pp. 29–34. (In Russ.).
  10. Chapygin Yu.V., Erinov A.E. *Ispol'zovanie prirodnogo gaza pri plavke chuguna* [The usage of natural gas in smelting of cast iron]. Kiev: Naukova dumka, 1976. 238 p.
  11. Bogdandi L.F., Jengel' G.Yu. *Vosstanovlenie zheleznykh rud* [Iron ore reduction]. Moscow: Metallurgiya, 1971. 519 p. (In Russ.).
  12. *Chislennoe modelirovanie v aerogidrodinamike* [Numerical modeling in aerohydrodynamics]. Chernyi G.G. ed. Moscow: Nauka, 1986. 262 p. (In Russ.).
  13. Selyanin I.F., Marks G.L. Aerodynamics and design parameters of cupolas with the expanded combustion zone. *Liteinoe proizvodstvo*. 1987, no. 12, pp. 23–25. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was performed according to the task no. 2014/213 to perform public works in the field of scientific activities of the base portion of the state task of the Russian Ministry.

Received May 26, 2014

УДК 669.162.12:622

## РАЗВИТИЕ ПРИНЦИПОВ ПРИНУДИТЕЛЬНОГО ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ ОКАТЫШЕЙ

**Павловец В.М., к.т.н., доцент** (pavlovets.viktormix@yandex.ru)

Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., Кирова, 42)

**Аннотация.** Развита принципы принудительного зародышеобразования в процессе получения железорудных окатышей. В их основу положен расчетно-аналитический метод проектирования технологии получения окатышей, учитывающий параметры принудительного зародышеобразования в системе напыления влажной шихты на гарнисаж окомкователя и проектные характеристики напыленных слоев шихты, зародышей и окатышей. Получены расчетные данные, позволяющие выбрать координату напыления шихты на гарнисаж окомкователя и количество струйных аппаратов, необходимых для теплосилового напыления влажной шихты на гарнисаж окомкователя.

**Ключевые слова:** принципы принудительного зародышеобразования, напыление влажной шихты на шихтовый гарнисаж, тарельчатый окомкователь, воздушно-шихтовая струя, напыленный слой шихты, зародыши, железорудные окатыши.

Процесс получения сырых железорудных окатышей по технологии ЗНД (зародышеобразование напылением и доокомкование зародышей) включает две основные стадии: принудительное зародышеобразование и формирование оболочки окатыша [1 – 4]. Принудительное зародышеобразование – это самостоятельное формообразование влажной шихты, осуществляемое теплосиловым напылением материала сжатым воздухом на шихтовый гарнисаж в холостой (незанятой материалом) зоне окомкователя с последующим делением напыленного слоя (НС) шихты на зародыши независимо от процессов, протекающих в слое комкуемых материалов.

Для зародышеобразования из всего расхода  $G_{\text{ш}}$  шихты, поступившей к окомкователю, часть материала с расходом  $G_{\text{ш1}}$  направляется в струйные аппараты (СА), каждый из которых самостоятельно напыляет шихту на шихтовый гарнисаж (ШГ) с расходом  $G_{\text{СА}}$ , форми-

руя общий напыленный слой шихты с расходом  $G_{\text{НС}}$ . В процессе деления НС на мерные фрагменты образуется поток зародышей с расходом  $G_{\text{зр}}$ , поступающий в рабочую зону окомкователя, где на них формируется оболочка окатышей (рис. 1). Для роста оболочки окатышей в поток зародышей подается шихта с расходом  $G_{\text{ш2}} = G_{\text{ш}} - G_{\text{ш1}}$ . Окатыши кондиционных размеров, выдаваемые из окомкователя с расходом  $G_{\text{т}}$  (производительность окомкователя, кг/с), по технологии ЗНД структурно состоят из расположенных в их центре (сердцевине) зародышей влажностью  $W_{\text{зр}} = (0,92 - 0,94)W_{\text{ш}}$  (где  $W_{\text{ш}}$  – влажность загружаемой шихты, %) и плотностью  $\rho_{\text{зр}} = 2400 - 3600 \text{ кг/м}^3$ , а также шихтовой оболочки влажностью  $W_{\text{об}} = (1,0 - 1,1)W_{\text{ш}}$  и плотностью  $\rho_{\text{об}} = 3200 - 3600 \text{ кг/м}^3$ . Массовая доля  $\chi = G_{\text{зр}}/G_{\text{т}}$  зародышей в структуре окатышей зависит от расхода и геометрических параметров общего напыленного слоя шихты, формируемого всеми струйными аппаратами.

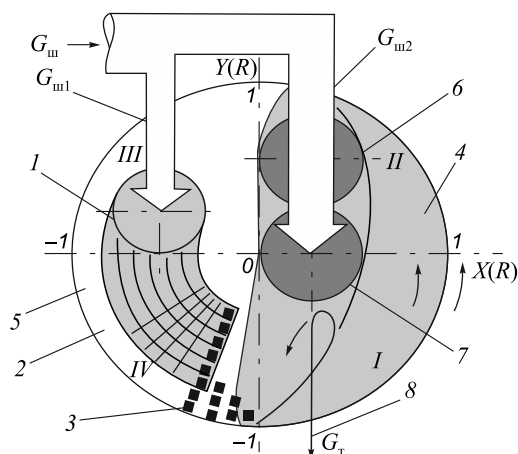


Рис. 1. Схема получения окатышей способом принудительного зародышеобразования:  
1 – область напыления (напыленный слой); 2 – область принудительного зародышеобразования; 3 – зародыши; 4 и 5 – рабочая и холостая зоны окомкователя; 6 и 7 – области увлажнения и доокомкования; 8 – годные окатыши

Целью настоящей работы является определение количества струйных аппаратов и геометрических размеров напыленного слоя, формируемого отдельными СА, при заданной массовой доле зародышей в окатышах и производительности окомкователя.

Расход  $G_{\text{НС}}$ , кг/с, напыленного слоя шихты связан с производительностью окомкователя, а также с расходом шихты на формирование зародышевой массы:

$$G_{\text{НС}} = \frac{G_{\text{зр}}}{1 - \varphi} = \frac{G_{\text{т}} \chi}{1 - \varphi}, \quad (1)$$

где  $\varphi$  – коэффициент, учитывающий образование мелочи при делении НС, частичном разрушении углов и граней зародышей при перекате.

Коэффициент  $\varphi$  зависит от схемы получения зародышей, параметров влажной шихты, плотности и прочности зародышей и определяется экспериментально ( $\varphi = 0,05 - 0,5$ ) [2, 3].

Зная величину  $G_{\text{НС}}$ , можно рассчитать суммарный расход  $G_{\text{ш1}}$ , кг/с, шихты поступившей к струйным аппаратам:

$$G_{\text{ш1}} = \frac{G_{\text{НС}}}{K} = \frac{G_{\text{зр}}}{(1 - \varphi)K} = \frac{G_{\text{т}} \chi}{(1 - \varphi)K}, \quad (2)$$

где  $K$  – коэффициент напыления, доли ед.

Коэффициент  $K$  численно равен отношению расхода шихты, пошедшему на формирование НС, к расходу шихты, поступившему в СА. Он изменяется от 0,7 – 0,8 и может достигать 0,90 – 0,95 при дополнительном увлажнении зоны напыления.

Расход общего напыленного слоя, состоящего из  $N$  отдельных напыленных слоев диаметром  $d_{\text{НС}}$ , формируемых каждым струйным аппаратом на поверхности ШГ окомкователя, также можно вычислить по выражению

$$G_{\text{НС}} = \pi D_{\text{т}} X(R) h_{\text{НС}} (1 - \varphi_0) d_{\text{НС}} N \rho_{\text{НС}} \frac{n_{\text{т}}}{60}, \quad (3)$$

где  $D_{\text{т}}$  – диаметр тарели, м;  $X(R) = R_i / R_{\text{т}} = 0 - 1$  – относительный радиус (радиальная координата) окомкователя;  $R_i$  и  $R_{\text{т}}$  – текущий и геометрический радиусы тарели окомкователя, м;  $h_{\text{НС}}$  – средняя высота напыленного слоя, м;  $\rho_{\text{НС}}$  – средняя плотность напыленного слоя, кг/м<sup>3</sup>;  $\varphi_0 = 0,1 - 0,2$  – коэффициент, учитывающий взаимное перекрытие отдельных напыленных слоев и исключение из деления граничных зон напыленного слоя;  $n_{\text{т}}$  – число оборотов окомкователя, с<sup>-1</sup> (рис. 2).

Приравнявая правые части уравнений (1) и (3), можно получить выражение для вычисления параметра  $d_{\text{НС}} N$ , численно равного ширине кольцеобразного напыленного слоя шихты на ШГ окомкователя:

$$d_{\text{НС}} N = \frac{60 G_{\text{т}} \chi}{(1 - \varphi) \rho_{\text{НС}} h_{\text{НС}} \pi D_{\text{т}} X(R) (1 - \varphi_0) n_{\text{т}}}. \quad (4)$$

Производительность тарельчатого окомкователя рассчитывали по следующей формуле [5, 6]:

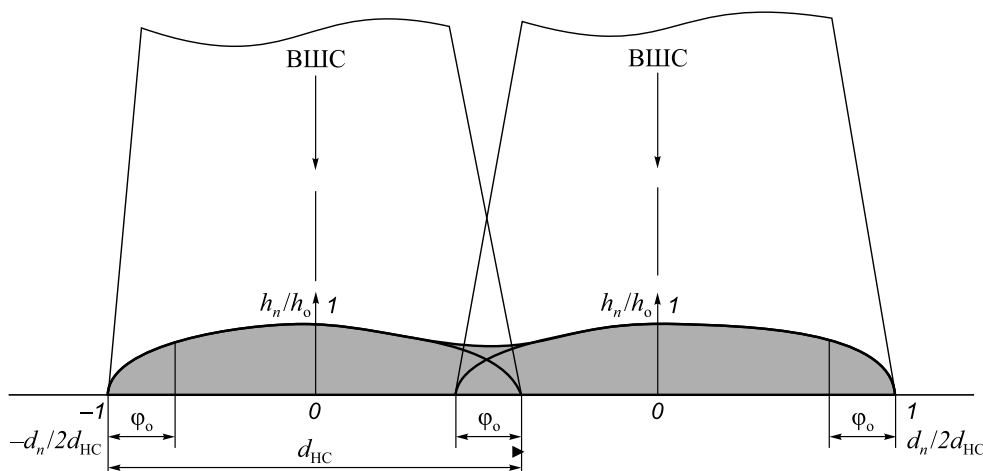


Рис. 2. Схема напыленного слоя шихты, сформированного двумя струйными аппаратами

$$G_T = 0,278 \left( \frac{D_T}{1,4} \right)^{2,7}. \quad (5)$$

Среднюю высоту НС можно вычислить, используя формулу площади трапеции:

$$S = 2 \int f(x) dx \approx \approx d_{HC} \left( \frac{\frac{h_0 + h_n}{2} + h_1 + \dots + h_{n-1}}{n} \right) \approx d_{HC} h_{HC}; \quad (6)$$

здесь  $h_{HC}$  – средняя высота напыленного слоя шихты, вычисляемая по выражению вида

$$h_{HC} = \frac{\frac{h_0 + h_n}{2} + h_1 + \dots + h_{n-1}}{n}, \quad (7)$$

где  $h_0$  – высота напыленного слоя на его оси;  $n$  – количество опытных величин;  $h_n = 0 - h_0$  – опытные (текущие) значения высоты НС по его сечению, определяемые по уравнению регрессии ( $R^2 = 0,99$ ), величины которого выражены в безразмерном виде:

$$\frac{h_n}{h_0} = -0,8336 \frac{d_n}{d_{HC}} - 0,1821 \left( \frac{d_n}{d_{HC}} \right)^2 + 1,0057 \left( \frac{d_n}{d_{HC}} \right)^3, \quad (8)$$

где  $d_n = 0 - d_{HC}$  – текущее значение диаметра НС, м.

Среднее значение плотности напыленного слоя шихты вычислили по следующей формуле:

$$\rho_{HC} = \frac{\frac{\rho_0 + \rho_n}{2} + \rho_1 + \dots + \rho_{n-1}}{n}, \quad (9)$$

где  $\rho_0$  – плотность НС на его оси, кг/м<sup>3</sup>;  $\rho_n$  – текущее значение плотности НС (изменяется от  $\rho_{min}$  до  $\rho_0$ ), кг/м<sup>3</sup>.

Уравнение, аналогичное выражению (8), составили для определения величины  $\rho_n$ , используя экспериментальные данные, полученные в работах [1 – 4]:

$$\frac{\rho_n}{\rho_0} = -0,1786 \frac{d_n}{d_{HC}} - 0,1071 \left( \frac{d_n}{d_{HC}} \right)^2 + 0,9997 \left( \frac{d_n}{d_{HC}} \right)^3. \quad (10)$$

Выражение (4) имеет ограничения по координате  $X(R)$ , связанные с тем, что при напылении шихты на ШГ в холостой зоне тарели окомкователя напыленный слой не должен выходить за границу тарели при напылении вблизи борта, что соответствует координате  $X(R)_{max}$ , и не должен перекрывать нисходящий поток материалов в рабочей зоне окомкователя  $X(R)_{min}$  (табл. 1).

Величина  $d_{HC}$  связана с диаметром  $d_{ВШС}$ , м, проекции воздушношихтовой струи (ВШС) СА на донный гарнисаж окомкователя эмпирическим соотношением:

$$d_{HC} = \zeta_0 d_{ВШС}, \quad (11)$$

где  $\zeta_0 = 1,0 - 1,1$  – опытная константа.

Диаметр проекции воздушношихтовой струи СА на ШГ определяется по следующей формуле:

$$d_{ВШС} = d_{CA} + 2L \frac{\operatorname{tg} \alpha}{2}, \quad (12)$$

где  $d_{CA}$  – диаметр сопла струйного аппарата;  $L$  – расстояние от сопла СА до шихтового гарнисажа, м;  $\alpha$  – угол раскрытия струи, град.

Максимальное расчетное значение  $d_{HC}$ , которое может обеспечить один струйный аппарат диаметром  $d_{CA} = 0,2$  м и  $\alpha = 20^\circ$ , составляет  $0,62 - 1,02$  м при  $\zeta_0 = 1,1$  и  $L = 1,0 - 2,0$  м.

Если предположить в первом приближении, что зародыши имеют правильную геометрическую форму куба с эквивалентной высотой ребра  $h_{зр}$ , а у окатышей радиусом  $R_{ок}$ , полученных из этих зародышей, строго сферическая форма, то массовую долю зародыша в окатыше можно вычислить по следующему выражению:

$$\chi = \frac{h_{зр}^3 \rho_{зр}}{\left( \frac{4}{3} \pi R_{ок}^3 - h_{зр}^3 \right) \rho_{об} + h_{зр}^3 \rho_{зр}}. \quad (13)$$

Учитывая уравнение (1) и принимая во внимание, что  $\rho_{зр} = \rho_{HC}$ , можно записать

$$\chi = \frac{h_{HC}^3 \rho_{HC} (1 - \varphi)}{\left[ \frac{4}{3} \pi R_{ок}^3 - h_{HC}^3 (1 - \varphi) \right] \rho_{об} + h_{HC}^3 (1 - \varphi) \rho_{HC}}. \quad (14)$$

Т а б л и ц а 1

Граничные координаты напыленного слоя шихты на ШГ

| Граничные координаты | Значение координат при величине $D_T$ , м |                                       |                                       |                                          |
|----------------------|-------------------------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|------------------------------------------|
|                      | 1,0                                       | 2,0                                   | 5,0                                   | 7,5                                      |
| $X(R)_{min}$         | $1,0d_{HC}$<br>( $d_{HC} \leq 0,5$ м)     | $0,5d_{HC}$<br>( $d_{HC} \leq 1,0$ м) | $0,2d_{HC}$<br>( $d_{HC} \leq 2,5$ м) | $0,133d_{HC}$<br>( $d_{HC} \leq 3,75$ м) |
| $X(R)_{max}$         | $R_T - (d_{HC}/2)$                        | $R_T - (d_{HC}/2)$                    | $R_T - (d_{HC}/2)$                    | $R_T - (d_{HC}/2)$                       |

После преобразований получим

$$\chi = \frac{h_{\text{НС}}^3 \rho_{\text{НС}} (1 - \varphi)}{\left[ \frac{4}{3} \pi R_{\text{ок}}^3 - h_{\text{НС}}^3 (1 - \varphi) \right] (\rho_{\text{об}} - \rho_{\text{НС}})}. \quad (15)$$

Используя формулу (15), можно вычислить величину средней высоты напыленного слоя шихты, необходимую для решения уравнения (4):

$$h_{\text{НС}} = \left( \frac{4 \pi R_{\text{ок}}^3 \chi \rho_{\text{об}}}{3 (1 - \varphi) (\rho_{\text{НС}} + \rho_{\text{об}} \chi - \rho_{\text{НС}} \chi)} \right)^{1/3}. \quad (16)$$

Для расчета параметра  $h_{\text{НС}}$  по уравнению (16) учитывали, что коэффициент  $\varphi$  зависит от плотности НС. В частности, приняли, что для  $\rho_{\text{НС}} = 2000 - 2400 \text{ кг/м}^3$   $\varphi = 0,5$ ; для  $\rho_{\text{НС}} = 2400 - 2800 \text{ кг/м}^3$ ,  $\varphi = 0,3$ ; для  $\rho_{\text{НС}} = 2800 - 3200 \text{ кг/м}^3$ ,  $\varphi = 0,2$ ; для  $\rho_{\text{НС}}$  более  $3200 \text{ кг/м}^3$   $\varphi = 0,05$ . Плотность оболочки приняли равной плотности окатыша.

Для расчета величины  $h_{\text{НС}}$  по выражению (16) необходимо задавать параметр  $\chi$ . Если требуется, напротив, рассчитать  $\chi$ , задавая  $h_{\text{НС}}$ , то возникает вопрос об оптимальном значении  $h_{\text{НС}}$  в технологии ЗНД. Для этого рассчитали скорость  $V_{\text{зр}}$ , кг/с, формирования массы зародышей и скорость  $V_{\text{об}}$ , кг/с, формирования массы оболочки окатышей по следующим выражениям:

$$V_{\text{зр}} = \frac{h_{\text{НС}}^3 \rho_{\text{зр}} (1 - \varphi)}{\tau_{\text{зр}}}; \quad (17)$$

$$V_{\text{об}} = \frac{\frac{4}{3} \pi R_{\text{ок}}^3 \rho_{\text{ок}} - h_{\text{НС}}^3 \rho_{\text{зр}} (1 - \varphi)}{\tau_{\text{об}}}, \quad (18)$$

где  $\tau_{\text{зр}}$  и  $\tau_{\text{об}}$  – длительности формирования массы зародышей и оболочки окатышей, с.

Длительность  $\tau_{\text{зр}}$  формирования массы зародыша включает четыре временные составляющие (рис. 3):

$$\tau_{\text{зр}} = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3 + \tau_4. \quad (19)$$

В последнем выражении величина  $\tau_1$  – суммарная длительность процессов напыления шихты СА и деления НС на зародыши в холостой зоне окомкователя, которая вычисляется следующим образом:

$$\tau_1 = \frac{Y_o(\alpha_1) 60}{n_t}; \quad (20)$$

здесь  $Y_o(\alpha_1) = \frac{\alpha_1}{360}$  – относительный угол;  $\alpha_1 = 90^\circ$  – угол, на который перемещается НС одновременно с днищем окомкователя при напылении шихты и делении НС на зародыши.

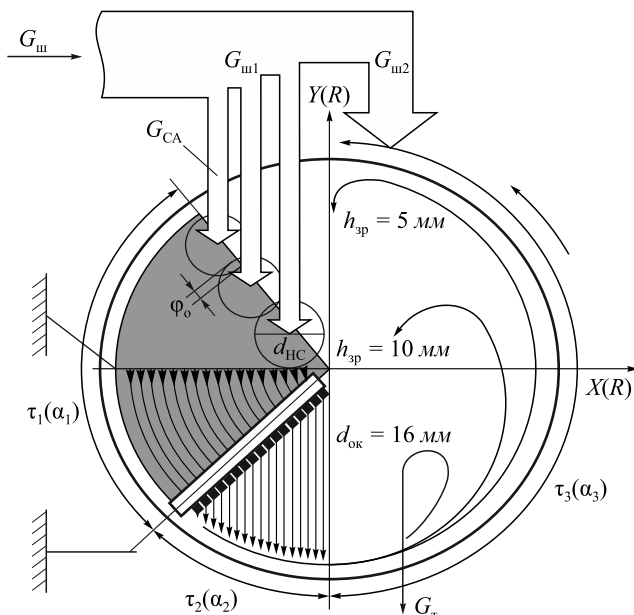


Рис. 3. Схема формирования зародышей по технологии принудительного зародышеобразования на тарельчатом окомкователе

Параметр  $\tau_2$  – длительность переката зародышей из зоны деления НС в нижнюю часть IV окомкователя, которая определяется экспериментально в зависимости от значений  $D_t$  и  $\beta$  ( $\beta$  – угол наклона днища окомкователя).

Величина  $\tau_3$  – продолжительность перемещения зародышей в восходящем слое материалов рабочей зоны тарели в место отрыва, находящееся в верхней точке вертикального диаметра; для  $h_{\text{зр}} = 0,005 \text{ м}$  имеем  $\tau_3 = \frac{Y_o(\alpha_3) 60}{n_t}$ ,  $Y_o(\alpha_3) = \frac{\alpha_3}{360}$ ,  $\alpha_3 = 180^\circ$ ;  $\alpha_3$  – угол, на который перемещаются зародыши одновременно с днищем окомкователя при осуществлении этой операции; для  $h_{\text{зр}} = 0,010 \text{ м}$  получим  $\tau_3 = \frac{Y_o(\alpha_3) 60}{n_t}$ , где

$$Y_o(\alpha_3) = \frac{\alpha_3}{360}, \alpha_3 = 90^\circ.$$

Параметр  $\tau_4$  – длительность однократного переката зародышей из верхней точки вертикального диаметра тарели в нижнюю часть окомкователя. Это время учитывается в первой фазе переката, так как в последующих фазах идет рост массы зародыша за счет роста массы оболочки. Эта длительность зависит от величин  $D_t$  и  $\beta$  и определяется экспериментально. Для параметров  $D_t = 5 \text{ м}$ ,  $h_{\text{зр}} = 0,005 \text{ м}$  значение  $\tau_4$  составляет 10 с; для  $h_{\text{зр}} = 0,010 \text{ м}$  –  $\tau_4$  уменьшается до 5 с.

Длительность формирования массы оболочки окатышей определяли по выражению

$$\tau_{\text{об}} = \tau_{\text{ок}} - \tau_{\text{зр}}, \quad (21)$$

где  $\tau_{\text{ок}}$  и  $\tau_{\text{зр}}$  – длительности формирования массы окатыша и его сферического зародыша по технологии действующего производства (ЗО), параметры которого представлены в учебной и научной литературе, с.

Для определения параметров  $\tau_{ок}$  и  $\tau_{зро}$  воспользовались литературными данными [6, 7], согласно которым средняя длительность формирования окатышей диаметром  $d_{ок} = 16$  мм и влажностью 9–11 % составляет 260–280 с. В расчете приняли  $\tau_{ок} = 260$  с. Величина  $\tau_{зро}$  для сферического зародыша, у которого масса равна массе кубического зародыша размером  $h_{зр} = 0,005$  м, не превышает 80 с. Параметр  $\tau_{зро}$  для значений  $h_{зр}$ , равных 0,0075; 0,0010 и 0,0012 м, приняли 120, 160 и 200 с соответственно.

Расчет величин  $\tau_{зр}$  по выражению (19) и  $\tau_{об}$  по формуле (21) для диаметра тарели, равном 5 м, и скорости ее вращения 3 об/мин и заданной величины  $h_{зр} = 0,005$  м показал, что для технологии ЗНД  $\tau_{зр} = 31$  с,  $\tau_{об} = 180$  с. Аналогичный расчет для заданного значения  $h_{зр} = 0,010$  м дает  $\tau_{зр} = 22$  с,  $\tau_{об} = 100$  с.

Расчеты скоростей  $V_{зр}$  и  $V_{об}$  для параметров  $\rho_{ок} = 3600$  кг/м<sup>3</sup>,  $d_{ок} = 16$  мм,  $\rho_{зр} = 2400$  кг/м<sup>3</sup>,  $\phi = 0,5$ ,  $\chi = 0,03$  (первый граничный случай) показали, что при  $h_{НС}$  менее 0,005 м скорости роста массы зародышей (технология ЗНД) близки к скоростям роста массы зародышей по технологии ЗО из-за значительной разрушаемости зародышей. Аналогичный расчет для величин  $\rho_{ок} = \rho_{зр} = 3600$  кг/м<sup>3</sup>,  $\phi = 0,05$ ,  $\chi = 0,6$  (второй граничный случай) показал, что при  $h_{НС}$  более 0,014 м скорости роста массы зародышей приближаются к скоростям роста массы оболочки. На основании расчетов сделали вывод о том, что средняя высота напыленного слоя должна изменяться в пределах 0,005–0,014 м ( $\chi = 0,03–0,6$ ) и может незначительно колебаться для других значений  $D_t$  и  $n_t$ .

Первое условие, которое необходимо учесть после получения результата расчета по формуле (4),

заключается в том, чтобы подобрать координату  $X(R)$ , при которой ширина напыленного слоя шихты  $d_{НС}N$  не превышала радиуса тарели  $R_t$  окомкователя. Второе условие заключается в том, чтобы при заданном целом числе СА, диаметр напыленного слоя шихты не превышал величины  $d_{НС}$ , рассчитанной по выражению (11). Расчеты параметра  $d_{НС}N$  по уравнению (4) с учетом полученных ограничений представлены в табл. 2.

Расчетные данные, приведенные в табл. 2, позволяют выбрать количество струйных аппаратов с заданными параметрами ( $\rho_{НС}$ ,  $h_{НС}$ ,  $d_{НС}$ ) напыленного слоя шихты, зная массовую долю зародыша в окатыше и координату тарели, которая является центром напыленного слоя шихты. Расчеты показывают (табл. 2), что координата НС  $X(R) = 0,1$  полностью не удовлетворяет условиям технологии ЗНД для  $\chi = 0,1–0,8$ , так как напыленный слой выходит за границу холостой зоны тарели. Координата  $X(R) = 0,2$  для большинства исходных параметров ( $\chi = 0,4$ ,  $\rho_{НС} = 2400–2800$  кг/м<sup>3</sup>;  $\chi = 0,6$ ,  $\rho_{НС} = 2400–3000$  кг/м<sup>3</sup>;  $\chi = 0,8$ ,  $\rho_{НС} = 2400–3600$  кг/м<sup>3</sup>) так же является неблагоприятной. И только расположение НС в координатах  $X(R) = 0,3–0,9$  (за исключением  $\chi = 0,6–0,8$ ,  $\rho_{НС} = 2400$  кг/м<sup>3</sup>) позволяет удовлетворить необходимым требованиям технологии ЗНД и использовать 1–2 струйных аппарата для его формирования на ШГ окомкователя [8, 9].

**Выводы.** На основе расчетно-аналитического метода проектирования технологии получения окатышей, основанной на принудительном зародышеобразовании, получены характеристики, необходимые для теплосилового напыления влажной шихты на гарнисаж окомкователя.

Таблица 2

Параметры напыленного слоя шихты

| $\rho_{зр},$<br>кг/м <sup>3</sup> | $h_{HC},$<br>мм | Параметры ( $d_{HC}N, d_{HC}, N$ ) напыленного слоя шихты при $X(R)$ |      |      |      |      |      |        |
|-----------------------------------|-----------------|----------------------------------------------------------------------|------|------|------|------|------|--------|
|                                   |                 | 0,1                                                                  | 0,2  | 0,3  | 0,4  | 0,5  | 0,7  | 0,9    |
| $\chi = 0,1$                      |                 |                                                                      |      |      |      |      |      |        |
| 2400                              | 8,48            | *1,35                                                                | 0,67 | 0,45 | 0,33 | 0,27 | 0,19 | 0,15   |
|                                   |                 | 0,67                                                                 | 0,67 | 0,45 | 0,33 | 0,27 | 0,19 | 0,15   |
|                                   |                 | 2                                                                    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1      |
| 2600                              | 7,41            | *1,01                                                                | 0,51 | 0,33 | 0,25 | 0,20 | 0,14 | 0,11   |
|                                   |                 | 0,51                                                                 | 0,51 | 0,33 | 0,25 | 0,20 | 0,14 | 0,11   |
|                                   |                 | 2                                                                    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1      |
| 2800                              | 6,93            | *0,88                                                                | 0,44 | 0,29 | 0,22 | 0,17 | 0,12 | 0,098  |
|                                   |                 | 0,44                                                                 | 0,44 | 0,29 | 0,22 | 0,17 | 0,12 | 0,098  |
|                                   |                 | 2                                                                    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1      |
| 3000                              | 6,53            | *0,77                                                                | 0,38 | 0,25 | 0,19 | 0,15 | 0,11 | 0,0854 |
|                                   |                 | 0,38                                                                 | 0,38 | 0,25 | 0,19 | 0,15 | 0,11 | 0,0854 |
|                                   |                 | 2                                                                    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1      |
| 3600                              | 6,08            | *0,66                                                                | 0,33 | 0,22 | 0,16 | 0,13 | 0,09 | 0,0734 |
|                                   |                 | 0,33                                                                 | 0,33 | 0,22 | 0,16 | 0,13 | 0,09 | 0,0734 |
|                                   |                 | 2                                                                    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1    | 1      |

Т а б л и ц а 2 (продолжение)

**Параметры напыленного слоя шихты**

| $\rho_{\text{зр}},$<br>кг/м <sup>3</sup> | $h_{\text{НС}},$<br>мм | Параметры ( $d_{\text{НС}}N, d_{\text{НС}}, N$ ) напыленного слоя шихты при $X(R)$ |                     |                    |                   |                   |                   |                    |
|------------------------------------------|------------------------|------------------------------------------------------------------------------------|---------------------|--------------------|-------------------|-------------------|-------------------|--------------------|
|                                          |                        | 0,1                                                                                | 0,2                 | 0,3                | 0,4               | 0,5               | 0,7               | 0,9                |
| $\chi = 0,2$                             |                        |                                                                                    |                     |                    |                   |                   |                   |                    |
| 2400                                     | 10,53                  | *2,17<br>0,72<br>3                                                                 | *1,08<br>0,504<br>2 | 0,72<br>0,72<br>1  | 0,54<br>0,54<br>1 | 0,43<br>0,43<br>1 | 0,31<br>0,31<br>1 | 0,24<br>0,24<br>1  |
| 2600                                     | 9,23                   | *1,6<br>0,81<br>2                                                                  | 0,81<br>0,81<br>1   | 0,54<br>0,54<br>1  | 0,41<br>0,41<br>1 | 0,32<br>0,32<br>1 | 0,23<br>0,23<br>1 | 0,18<br>0,18<br>1  |
| 2800                                     | 8,66                   | *1,41<br>0,71<br>2                                                                 | 0,71<br>0,71<br>1   | 0,47<br>0,47<br>1  | 0,35<br>0,35<br>1 | 0,28<br>0,28<br>1 | 0,20<br>0,20<br>1 | 0,15<br>0,15<br>1  |
| 3000                                     | 8,19                   | *1,24<br>0,62<br>2                                                                 | 0,62<br>0,62<br>1   | 0,41<br>0,41<br>1  | 0,31<br>0,31<br>1 | 0,25<br>0,25<br>1 | 0,18<br>0,18<br>1 | 0,13<br>0,13<br>1  |
| 3600                                     | 7,66                   | *1,04<br>0,52<br>2                                                                 | 0,52<br>0,52<br>1   | 0,34<br>0,34<br>1  | 0,26<br>0,26<br>1 | 0,21<br>0,21<br>1 | 0,15<br>0,15<br>1 | 0,11<br>0,11<br>1  |
| $\chi = 0,4$                             |                        |                                                                                    |                     |                    |                   |                   |                   |                    |
| 2400                                     | 12,88                  | *3,55<br>0,88<br>4                                                                 | *1,77<br>0,88<br>2  | 1,18<br>0,63<br>2  | 0,88<br>0,59<br>1 | 0,71<br>0,71<br>1 | 0,50<br>0,50<br>1 | 0,39<br>0,39<br>1  |
| 2600                                     | 11,36                  | *2,66<br>0,88<br>3                                                                 | *1,33<br>0,66<br>2  | 0,88<br>0,88<br>1  | 0,66<br>0,66<br>1 | 0,53<br>0,53<br>1 | 0,38<br>0,38<br>1 | 0,29<br>0,29<br>1  |
| 2800                                     | 10,72                  | *2,29<br>0,76<br>3                                                                 | 1,14<br>0,57<br>2   | 0,76<br>0,76<br>1  | 0,57<br>0,57<br>1 | 0,45<br>0,45<br>1 | 0,32<br>0,32<br>1 | 0,25<br>0,25<br>1  |
| 3000                                     | 10,18                  | *2,00<br>0,66<br>3                                                                 | 1,00<br>0,50<br>2   | 0,66<br>0,66<br>1  | 0,50<br>0,50<br>1 | 0,40<br>0,40<br>1 | 0,28<br>0,28<br>1 | 0,22<br>0,22<br>1  |
| 3600                                     | 9,65                   | *1,66<br>0,83<br>2                                                                 | 0,83<br>0,83<br>1   | 0,55<br>0,55<br>1  | 0,41<br>0,41<br>1 | 0,33<br>0,33<br>1 | 0,23<br>0,23<br>1 | 0,18<br>0,18<br>1  |
| $\chi = 0,6$                             |                        |                                                                                    |                     |                    |                   |                   |                   |                    |
| 2400                                     | 14,36                  | *4,78<br>0,95<br>5                                                                 | *2,39<br>0,80<br>3  | *1,59<br>0,80<br>2 | 1,19<br>0,6<br>2  | 0,95<br>0,95<br>1 | 0,68<br>0,68<br>1 | *0,53<br>0,53<br>1 |
| 2600                                     | 13,46                  | *3,32<br>0,83<br>4                                                                 | *1,66<br>0,83<br>2  | 1,10<br>0,55<br>2  | 0,83<br>0,83<br>1 | 0,66<br>0,66<br>1 | 0,47<br>0,47<br>1 | 0,36<br>0,36<br>1  |
| 2800                                     | 12,91                  | *2,58<br>0,95<br>3                                                                 | *1,42<br>0,71<br>2  | 0,95<br>0,95<br>1  | 0,71<br>0,71<br>1 | 0,57<br>0,57<br>1 | 0,40<br>0,40<br>1 | 0,31<br>0,31<br>1  |
| 3000                                     | 12,29                  | *2,48<br>0,83<br>3                                                                 | *1,24<br>0,62<br>2  | 0,82<br>0,82<br>1  | 0,62<br>0,62<br>1 | 0,49<br>0,49<br>1 | 0,35<br>0,35<br>1 | 0,27<br>0,27<br>1  |
| 3600                                     | 11,72                  | *2,05<br>0,68<br>3                                                                 | 1,02<br>0,51<br>2   | 0,68<br>0,68<br>1  | 0,51<br>0,51<br>1 | 0,41<br>0,41<br>1 | 0,29<br>0,29<br>1 | 0,22<br>0,22<br>1  |

Т а б л и ц а 2 (продолжение)

## Параметры напыленного слоя шихты

| $\rho_{\text{зр}},$<br>кг/м³ | $h_{\text{НС}},$<br>мм | Параметры ( $d_{\text{НС}}N, d_{\text{НС}}, N$ ) напыленного слоя шихты при $X(R)$ |                    |                    |                   |                   |                   |                     |
|------------------------------|------------------------|------------------------------------------------------------------------------------|--------------------|--------------------|-------------------|-------------------|-------------------|---------------------|
|                              |                        | 0,1                                                                                | 0,2                | 0,3                | 0,4               | 0,5               | 0,7               | 0,9                 |
| $\chi = 0,8$                 |                        |                                                                                    |                    |                    |                   |                   |                   |                     |
| 2400                         | 15,42                  | *5,94<br>0,99<br>6                                                                 | *2,97<br>0,99<br>3 | *1,98<br>0,99<br>2 | 1,48<br>0,74<br>2 | 1,18<br>0,59<br>2 | 0,84<br>0,84<br>1 | * 0,66<br>0,66<br>1 |
| 2600                         | 13,96                  | *4,32<br>0,86<br>5                                                                 | *2,16<br>0,72<br>3 | 1,44<br>0,72<br>2  | 1,08<br>0,54<br>2 | 0,86<br>0,86<br>1 | 0,61<br>0,61<br>1 | 0,48<br>0,48<br>1   |
| 2800                         | 13,08                  | *3,75<br>0,93<br>4                                                                 | *1,87<br>0,93<br>2 | 1,25<br>0,62<br>2  | 0,93<br>0,93<br>1 | 0,75<br>0,75<br>1 | 0,53<br>0,53<br>1 | 0,41<br>0,41<br>1   |
| 3000                         | 12,34                  | *3,3<br>0,82<br>4                                                                  | *1,65<br>0,82<br>2 | 1,10<br>0,55<br>2  | 0,82<br>0,82<br>1 | 0,66<br>0,66<br>1 | 0,47<br>0,47<br>1 | 0,36<br>0,36<br>1   |
| 3600                         | 12,17                  | *2,04<br>0,88<br>3                                                                 | *1,32<br>0,66<br>2 | 0,88<br>0,88<br>1  | 0,66<br>0,66<br>1 | 0,52<br>0,52<br>1 | 0,37<br>0,37<br>1 | 0,29<br>0,29<br>1   |

П р и м е ч а н и е. Расчет выполнен для  $D_{\text{т}} = 5$  м;  $n = 3$  об/мин;  $G_{\text{т}} = 8,638$  кг/с;  $\varphi_0 = 0,2$ ;  $\zeta_0 = 1,0$ .  
\* – значения параметров, не удовлетворяющие требованиям технологии ЗНД.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Павловец В.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 4. С. 3 – 6.
2. Павловец В.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 6. С. 9 – 13.
3. Павловец В.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 6. С. 15 – 20.
4. Павловец В.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 11 – 17.
5. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф., Антоненко Л.К. Интенсификация производства и улучшение качества окатышей. – М.: Металлургия, 1994. – 240 с.
6. Ручкин И.Е. Производство железорудных окатышей. – М.: Металлургия, 1976. – 184 с.
7. Маерчак Ш. Производство окатышей. – М.: Металлургия, 1982. – 232 с.
8. Пат. № 2402619 РФ. Способ получения окатышей / Павловец В.М. Заявл. 02.06.09; Опубл. 27.10.10.
9. Пат. № 2464328 РФ. Способ получения окатышей / Павловец В.М. Заявл. 17.06.11; Опубл. 20.10.12.

© 2014 г. Павловец В.М.  
Поступила 10 июня 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 15–22.

## DEVELOPMENT OF PRINCIPLES OF FORCED NUCLEATION IN THE PRODUCTION PROCESS OF IRON ORE PELLETS

**Pavlovets V.M.,** Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor  
(pavlovets.viktormix@yandex.ru)

**Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

**Keywords:** principles of forced nucleation, spraying of wet charge for charge skull, pelletizing disk, air-charge jet, sprayed layer of charge, nucleus, iron ore pellets.

## REFERENCES

- Abstract.** The article considers the principles of forced nucleation in the production process of iron ore pellets. It is based on calculating and analytical methods of designing technology for pellets, taking into account parameters of forced formation in the system of wet deposition charge on the skull pelletizer and design characteristics of the deposited layers of charge, embryos and pellets. The design data allows choosing the coordinate of the deposition of the charge on the skull pelletizer and the number of jet devices required for thermal power deposition of wet charge on the skull pelletizer.
1. Pavlovets V.M. The organization principles of forced nucleation in a free-running zone of a pelletizing disk. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 4, pp. 3–6. (In Russ.).
  2. Pavlovets V.M. The research of thermal power sputtering regimes of wet charge intended for forced nucleation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2009, no. 6, pp. 9–13. (In Russ.).
  3. Pavlovets V.M. The research of the generating process of wet pellets with the use of forced nucleation. *Izvestiya VUZov. Chernaya metal-*

- lurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 6, pp. 15–20. (In Russ.).
4. Pavlovets V.M. The comparison of the combined pellets process by charge sputtering using low-temperature jets of compressed air. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 6, pp. 11–17. (In Russ.).
  5. Yusfin Yu. S., Pashkov N.F., Antonenko L.K. *Intensifikatsiya proizvodstva i uluchshenie kachestva okatyshei* [Intensification of production and improvement of quality of pellets]. Moscow: Metallurgiya, 1994. 240 p. (In Russ.).
  6. Ruchkin I.E. *Proizvodstvo zhelezorudnykh okatyshei* [Iron ore pelletizing]. Moscow: Metallurgiya, 1976. 184 p. (In Russ.).
  7. Maerchak Sh. *Proizvodstvo okatyshei* [Pelletizing]. Moscow: Metallurgiya, 1982. 232 p. (In Russ.).
  8. Pavlovets V.M. *Sposob polucheniya okatyshei* [Pelletizing process]. Patent RF no. 2402619, 2010. (In Russ.).
  9. Pavlovets V.M. *Sposob polucheniya okatyshei* [Pelletizing process]. Patent RF no. 2464328, 2012. (In Russ.).

Received June 10, 2014

УДК 621.746.42

## ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДВИЖЕНИЯ РАСПЛАВА В КАНАЛАХ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

Голубев В.Б., к.т.н., доцент

Касимова И.В., доцент (kasymovainna@gmail.com)

Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровской обл., Кирова, 42)

**Аннотация.** Приведено решение уравнений Навье-Стокса, описывающих движение вязкой несжимаемой жидкости. Решение получено путем наложения ряда условий, приближенно выполняемых при движении реальных расплавов, и представляет известное в гидродинамике уравнение Бернулли. Анализ налагаемых на уравнение Навье-Стокса условий, проведенный в работе, позволяет оценить область применения уравнения Бернулли для расчета конструкций литниковых систем.

**Ключевые слова:** литниковые системы, неразрывность потока, критерий Рейнольдса, безвихревое движение потока.

Процесс получения отливки высокого качества требует решения целого комплекса теоретических и практических задач, главной из которых является организация подвода металла к телу отливки. Появление таких дефектов, как засор, газовая и песчаная раковины, неметаллические включения, связано, прежде всего, с конструкцией литниковой системы, основными элементами которой являются приемная воронка, стояк, литниковый ход и питатели. Переход из одного элемента литниковой системы в другой сопровождается нарушением сплошности (см. рисунок), разрывом формы и как следствие появлением дефектов. Чтобы избежать этих дефектов, литниковая система должна обеспечить спокойное, безвихревое, без разрывов и нарушений сплошности потока движение расплава.

В настоящее время теоретической базой для расчета движения расплава по каналам литейной формы является уравнение Бернулли, которое для двух различных сечений 1–1 и 2–2 канала литейной формы имеет вид

$$\frac{V_1^2}{2g} + \frac{P_1}{\gamma} + Z_1 = \frac{V_2^2}{2g} + \frac{P_2}{\gamma} + Z_2 + h, \quad (1)$$

где  $\frac{V^2}{2g}$ ,  $\frac{P}{\gamma}$  и  $Z$  – скоростной, статический и пьезометрический напоры в соответствующих сечениях;  $h$  – потеря напора на пути от сечения 1–1 до сечения 2–2.

Уравнение Бернулли соблюдается лишь при определенных условиях, которые не всегда выполняются в литейной практике. Исходя из сказанного в настоящей работе поставлена задача – определить условия, при которых уравнение Бернулли применимо для расчета движения расплава по каналам литейной формы.

Рассмотрим движение вязкой сжимаемой жидкости, описываемое в гидромеханике уравнениями Навье-Стокса:

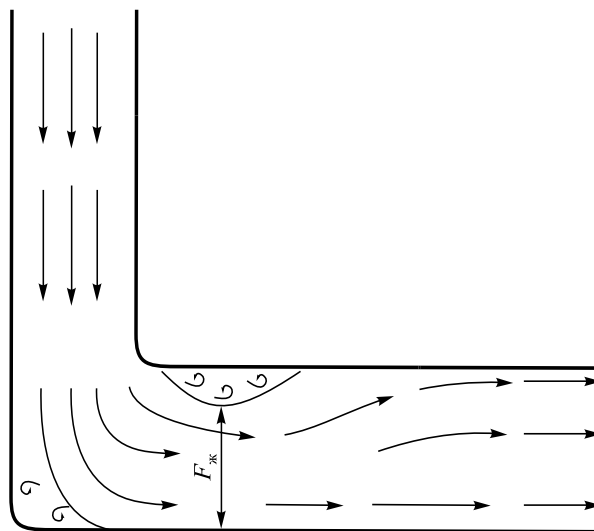


Схема течения потока в канале

$$\begin{aligned} \rho \frac{\partial u}{\partial \tau} + \rho u \frac{\partial u}{\partial x} + \rho v \frac{\partial u}{\partial y} + \rho w \frac{\partial u}{\partial z} = \\ = X - \frac{\partial P}{\partial x} + \mu \Delta u + \frac{1}{3} \mu \frac{\partial}{\partial x} (\operatorname{div} \bar{V}), \end{aligned} \quad (2a)$$

$$\begin{aligned} \rho \frac{\partial v}{\partial \tau} + \rho u \frac{\partial v}{\partial x} + \rho v \frac{\partial v}{\partial y} + \rho w \frac{\partial v}{\partial z} = \\ = Y - \frac{\partial P}{\partial y} + \mu \Delta v + \frac{1}{3} \mu \frac{\partial}{\partial y} (\operatorname{div} \bar{V}), \end{aligned} \quad (2б)$$

$$\begin{aligned} \rho \frac{\partial w}{\partial \tau} + \rho u \frac{\partial w}{\partial x} + \rho v \frac{\partial w}{\partial y} + \rho w \frac{\partial w}{\partial z} = \\ = Z - \frac{\partial P}{\partial z} + \mu \Delta w + \frac{1}{3} \mu \frac{\partial}{\partial z} (\operatorname{div} \bar{V}) \end{aligned} \quad (2в)$$

или в векторной форме [1]

$$\rho \frac{d\bar{V}}{d\tau} = \bar{R} - \operatorname{grad} P + \mu \Delta \bar{V} + \frac{1}{3} \mu \operatorname{grad} (\operatorname{div} \bar{V}); \quad (3)$$

где  $\rho$  – плотность жидкости;  $\bar{V} = (u; v; w)$  – вектор скорости;  $\tau$  – время;  $\bar{R} (X; Y; Z)$  – вектор напряжения объемной силы (в рассматриваемом случае силы тяжести);  $\operatorname{grad} P = \left( \frac{\partial P}{\partial x}; \frac{\partial P}{\partial y}; \frac{\partial P}{\partial z} \right)$  – градиент давления;  $\mu$  – динамическая вязкость;  $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}$  – оператор Лапласа;  $\operatorname{div} \bar{V} = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z}$  – дивергенция скорости.

Если жидкость считать несжимаемой ( $\rho = \text{const}$ ), то справедливо уравнение неразрывности  $\operatorname{div} \bar{V} = 0$ , которое отражает тот факт, что количество жидкости, втекающей внутрь любой замкнутой области, равно количеству жидкости, вытекающей из этой области. С учетом этого уравнение (3) упрощается:

$$\rho \frac{d\bar{V}}{d\tau} = \bar{R} - \operatorname{grad} P + \mu \Delta \bar{V}. \quad (4)$$

Поскольку движение расплава в каналах литейной формы автомодельно относительно критерия Рейнольдса, то торможение потока связано только с сопротивлением  $z$  литейной формы, т.е. член уравнения Навье-Стокса  $\mu \Delta \bar{V}$  представляет собой массовую силу:  $\bar{r} = \mu \Delta \bar{V} = \bar{r}(\zeta)$ .

Уравнение (4) для автомодельного режима примет вид

$$\frac{d\bar{V}}{d\tau} = \bar{F} - \frac{1}{\rho} \operatorname{grad} P, \quad (5)$$

где  $\bar{F} = \frac{\bar{R} + \bar{r}}{\rho}$ .

Полагаем, что движение расплава в каналах литейной формы безвихревое, откуда следует, что существует некоторая функция  $\Phi$ , частные производные ко-

торой по координатам  $x, y, z$  равны соответствующим компонентам скорости, т.е.  $u = \frac{\partial \Phi}{\partial x}$ ;  $v = \frac{\partial \Phi}{\partial y}$ ;  $w = \frac{\partial \Phi}{\partial z}$ . Таким образом, если движение расплава безвихревое, то уравнение (5) после соответствующих преобразований примет вид

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \tau} + \frac{V^2}{2} + \Phi + \frac{P}{\rho} = C(\tau), \quad (6)$$

где  $\Phi$  – потенциал массовых сил;  $C(\tau)$  – произвольная функция времени.

В случае, когда массовые силы являются силами тяжести ( $gZ$ ) и сопротивления ( $-gh$ ) стенок формы ( $\Phi = g(Z - h)$ ), а движение жидкости – установившееся ( $\partial \Phi / \partial \tau = 0$ ,  $C(\tau) = \text{const}$ ), уравнение (6) принимает вид

$$\frac{V^2}{2} + g(Z - h) + \frac{P}{\rho} = \text{const}, \quad (7)$$

где  $gh$  – составляющая массовой силы  $\bar{r} = f(\zeta)$ .

Разделив обе части равенства (7) на  $g$ , получим уравнение Бернулли для реальной жидкости:

$$\frac{V^2}{2g} + \frac{P}{\gamma} + Z = \text{const} + h. \quad (8)$$

Для двух различных сечений 1 – 1 и 2 – 2 это уравнение имеет вид (1):

$$\frac{V_1^2}{2g} + \frac{P_1}{\gamma} + Z_1 = \frac{V_2^2}{2g} + \frac{P_2}{\gamma} + Z_2 + h.$$

Можно сделать заключение, что уравнение Бернулли, на котором базируются расчеты движения расплава по каналам литейной формы, является частным случаем уравнений Навье-Стокса, на которые наложены следующие условия: 1 – движение расплава автомодельно относительно критерия Рейнольдса ( $\bar{V} \neq f(\text{Re})$ ); 2 – расплав является несжимаемой жидкостью ( $\operatorname{div} \bar{V} = 0$ ); 3 – движение расплава потенциальное (завихренность нулевая); 4 – движение потока расплава является установившимся. Из анализа литературных данных следует, что автомодельный режим движения наблюдается при  $\text{Re} = dV/v > 10\,000$  (здесь  $d$  – диаметр канала;  $v$  – кинематическая вязкость). Для реальных литниковых систем  $\text{Re}_{\min} \approx 9000 \div 10\,000$  [2, 3], т.е. условие 1 не противоречит литейной практике.

В процессе движения расплава по каналам литейной формы происходит его охлаждение и, следовательно, изменение плотности, а это значит, что  $\operatorname{div} \bar{V}$  лишь приближенно равна нулю. И хотя нарушение условия 2 требует определенных поправок, оно вряд ли окажет существенное влияние на результаты расчета.

Движение потока можно считать установившимся только в каждый отдельный момент, т.е. в процессе за-

полнения литейной формы  $\partial\varphi/\partial\tau \neq 0$  и это необходимо учитывать в расчетах.

Условие 3, которое предполагает безвихревое, потенциальное движение расплава по каналам литейной формы, на практике не выполняется, поскольку при изменении геометрии канала образуются вихревые зоны (см. рисунок). При этом уравнение Бернулли может быть использовано при расчете движения расплава только в том случае, если за расчетные принимать геометрические сечения каналов литейной формы за минусом сечений вихревых зон, т.е. живое сечение канала  $F_{\text{ж}}$  (см. рисунок).

При этом возникает проблема расчета вихревых зон. Поскольку размер вихревых зон зависит от изменяющейся геометрии каналов литейной формы, то исследования по установлению этой зависимости представляют значительный интерес, так как позволяют

решить обратную задачу: спроектировать геометрию литниковой системы таким образом, чтобы исключить образование вихрей, ответственных за возникновение дефектов отливки.

**Выводы.** Приведена оценка области применения уравнения Бернулли для расчета конструкций литниковых систем.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т. VI. Гидродинамика. – М.: Наука, 1988. – 736 с.
2. Дубицкий Г.М. Литниковые системы. – М.: Машгиз, 1962. – 66 с.
3. Рабинович Б.В. Предмет и задачи гидравлики расплавов. Гидродинамика расплавленных расплавов. – М.: АН УССР, 1958. – 531 с.

© 2014 г. Голубев В.Б., Касымова И.В.  
Поступила 11 марта 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 22–24.

#### HYDRODYNAMIC CHARACTERISTICS OF MELT MOTION IN THE CHANNELS OF MOLD

**Golubev V.B.,** *Cand. Sci. (Eng.), Assist Professor*

**Kasymova I.V.,** *Assist. Professor (kasymovainna@gmail.com)*

**Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

**Abstract.** The paper deals with the solution of Navier-Stokes equation describing the motion of a viscous incompressible liquid. The solution is received by imposing a series of conditions fulfilled approximately under a real melt motion and represents the well-known in hydrodynamics Bernoulli equation. The analysis of conditions imposed on Navier-Stokes equation, carried out in the paper, enables to assess the application range of Bernoulli equation for calculation of foundry gating system structures.

**Keywords:** gate system, Reynolds criterion, flow continuity, melt motion, vortex-free flow motion.

#### REFERENCES

1. Landau L.D., Lifshic E.M. *Teoreticheskaya fizika. T. VI. Gidrodinamika* [Theoretical physics. Vol. VI. Hydrodynamics]. Moscow: Nauka, 1988. 736 p. (In Russ.).
2. Dubickii G. M. *Litnikovye sistemy* [Gating systems]. Moscow: Mashgiz, 1962. 66 p. (In Russ.).
3. Rabinovich B.V. *Predmet i zadachi gidravliki rasplavov. Gidrodinamika rasplavlennykh rasplavov* [Subject and objects of melt hydraulics. Hydrodynamics of molten melts]. Moscow: AN USSR, 1958. 531 p. (In Russ.).

Received March 11, 2014

УДК 621.791:624

## ОКИСЛИТЕЛЬНО-ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ ПОД УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИМ ФЛЮСОМ\*

**Крюков Р.Е.**, аспирант**Бендре Ю.В.**, к.т.н., доцент**Козырев Н.А.**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой (kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)**Осетковский И.В.**, студент**Горюшкин В.Ф.**, д.х.н., профессор, заведующий кафедройСибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

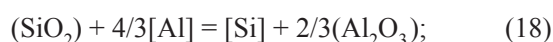
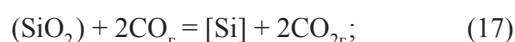
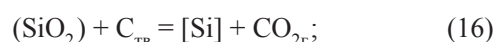
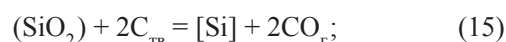
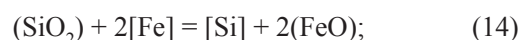
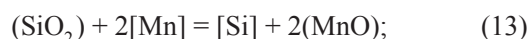
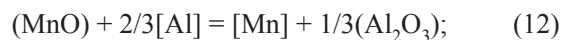
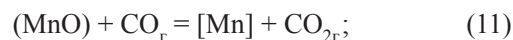
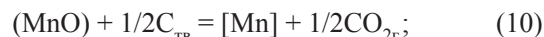
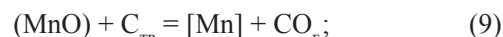
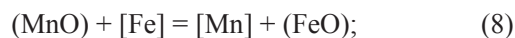
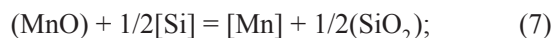
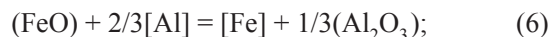
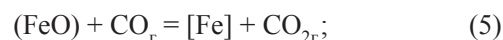
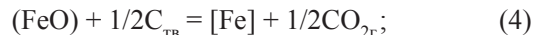
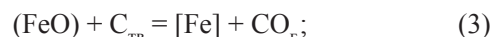
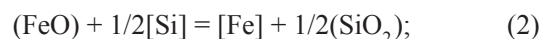
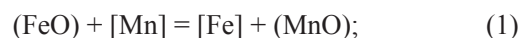
**Аннотация.** Проведены термодинамические расчеты окислительно-восстановительных процессов при сварке под углеродсодержащим флюсом. Расчеты показали возможность участия углерода (помимо кремния и марганца) в окислительно-восстановительных процессах сварки. Введенный в систему углерод способен за счет высоких восстановительных свойств при 1950 – 2200 К существенным образом повлиять на содержание неметаллических включений в металле шва в сторону уменьшения.

**Ключевые слова:** термодинамические расчеты, окислительно-восстановительные процессы, сварка, сварочные флюсы, неметаллические включения.

Сварка под флюсом сопровождается интенсивным массообменом между жидким расплавленным металлом и шлаком, сформированным из сварочного флюса. При этом происходят реакции восстановления и окисления марганца, железа и кремния, т.е. обменные процессы с участием кислорода. В настоящее время большинство применяемых для сварки низколегированных сталей отечественных флюсов являются окислительными, их действие построено на принципах окислительно-восстановительных процессов кремния и марганца. При этом продуктами реакций являются оксиды кремния, марганца, железа, алюминия и др. Эти соединения в процессе сварки чаще всего не успевают всплыть и ассимилироваться образующимся из сварочных флюсов шлаком, что приводит к увеличению уровня загрязненности металла сварного шва неметаллическими включениями, в результате чего значительно снижаются физико-механические свойства. Для исключения загрязнения металла шва, по-видимому, целесообразно использование восстановителей, образующих газообразные продукты реакций. Таким восстановителем может быть углерод, образующий при взаимодействии с окислителями газообразные соединения  $\text{CO}_2$  и  $\text{CO}$ .

В работах [1 – 7] были проведены исследования влияния углеродфторсодержащей добавки во флюс на процесс рафинирования и свойства металла сварного шва. В результате наблюдалось уменьшение количества неметаллических включений и количества общего кислорода в металле сварного шва с увеличением содержания углеродфторсодержащей добавки во флюсе.

В настоящей работе оценивали термодинамическую вероятность протекания реакций



\* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к.



Результатом этих реакций является снижение содержания неметаллических включений в металле сварного шва. В работе сравнивали восстановительные свойства углерода с другими восстановителями, присутствующими в изучаемой системе жидкий металл шва – оксидный расплав – газ.

Необходимые для оценки восстановительных свойств термодинамические характеристики реакций (1) – (24) в стандартных условиях  $[\Delta_r H^\circ(T), \Delta_r S^\circ(T), \Delta_r G^\circ(T)]$  рассчитывали известными методами [8] в интервале температуры  $T$  сварочных процессов

1700 – 2200 К по термодинамическим свойствам реагентов  $[[H^\circ(T) - H^\circ(298,15 \text{ К})], S^\circ(T), \Delta_r H^\circ(298,15 \text{ К})]$ , взятых из справочников [9, 10]. В качестве стандартных для веществ-реагентов в интервале 1700 – 2200 К были выбраны состояния  $FeO_{\text{ж}}, MnO_{\text{ж}}, SiO_{2\text{ж}}, Al_2O_{3\text{ж}}, Al_{\text{ж}}, Si_{\text{ж}}, C_{\text{тв}}$  (графит),  $Mn_{\text{ж}}, Fe_{\text{ж}}, CO_{\text{г}}, CO_{2\text{г}}$  (здесь нижние индексы означают агрегатное состояние – жидкий, твердый, газообразный) в соответствии с реальным агрегатным состоянием фаз в изучаемой системе.

Рассчитанные стандартные энергии Гиббса реакций приведены в таблице и на рис. 1 – 4.

Анализ данных таблицы и графиков показывает, что наиболее высокой восстановительной способностью в системе отличаются алюминий, углерод, кремний. При этом восстановительная способность кремния с увеличением температуры уменьшается, а углерода, наоборот, увеличивается. В результате углерод становится как восстановитель сильнее кремния при температуре выше 1940 К, что соответствует нижнему пределу температурного интервала (1973 – 2133 К) в сварочной ванне при автоматической сварке под флюсом [11]. Марганец как восстановитель может быть эффективным лишь для оксида железа в интервале температуры

Стандартная энергия Гиббса реакций (1) – (24) в зависимости от температуры

| Оксид шлака                    | Восстановитель | Реакция | $\Delta_r G^\circ(T)$ , кДж, при $T$ , К |        |        |        |        |        |
|--------------------------------|----------------|---------|------------------------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|
|                                |                |         | 1700                                     | 1800   | 1900   | 2000   | 2100   | 2200   |
| FeO                            | Al             | 6       | –203,0                                   | –198,2 | –193,5 | –189,0 | –184,5 | –180,1 |
|                                | C              | 3       | –94,7                                    | –108,1 | –121,5 | –134,7 | –148,0 | –161,2 |
|                                | Si             | 2       | –138,6                                   | –133,8 | –129,1 | –124,4 | –119,7 | –115,1 |
|                                | Mn             | 1       | –108,0                                   | –108,6 | –109,3 | –110,0 | –110,5 | –111,1 |
|                                | C              | 4       | –32,2                                    | –37,2  | –42,1  | –47,0  | –52,0  | –56,8  |
|                                | CO             | 5       | 30,3                                     | 33,8   | 37,2   | 40,7   | 44,1   | 47,6   |
| MnO                            | Al             | 12      | –95,1                                    | –89,6  | –84,3  | –79,1  | –74,0  | –69,0  |
|                                | C              | 9       | 13,3                                     | 0,5    | –12,2  | –24,9  | –37,5  | –50,1  |
|                                | Si             | 7       | –30,7                                    | –25,2  | –19,8  | –14,5  | –9,2   | –4,0   |
|                                | C              | 10      | 75,8                                     | 71,5   | 67,2   | 62,9   | 58,6   | 54,3   |
|                                | Fe             | 8       | 108,0                                    | 108,6  | 109,3  | 109,9  | 110,5  | 111,1  |
|                                | CO             | 11      | 138,3                                    | 142,4  | 146,5  | 150,6  | 154,6  | 158,7  |
| SiO <sub>2</sub>               | Al             | 18      | –128,8                                   | –128,8 | –128,9 | –129,2 | –129,6 | –130,1 |
|                                | C              | 15      | 87,9                                     | 51,5   | 15,3   | –20,7  | –56,5  | –92,2  |
|                                | Mn             | 13      | 61,3                                     | 50,4   | 39,7   | 29,0   | 18,5   | 8,0    |
|                                | C              | 16      | 212,9                                    | 193,4  | 174,0  | 154,7  | 135,6  | 116,6  |
|                                | Fe             | 14      | 277,3                                    | 267,7  | 258,2  | 248,8  | 239,4  | 230,2  |
|                                | CO             | 17      | 337,9                                    | 335,2  | 332,7  | 330,1  | 327,7  | 325,3  |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | C              | 22      | 325,0                                    | 270,4  | 216,3  | 162,7  | 109,6  | 57,0   |
|                                | Si             | 19      | 193,2                                    | 193,1  | 193,3  | 193,7  | 194,4  | 195,2  |
|                                | Mn             | 21      | 285,2                                    | 268,8  | 252,8  | 237,3  | 222,0  | 207,1  |
|                                | C              | 23      | 512,5                                    | 483,2  | 454,3  | 425,8  | 397,7  | 370,0  |
|                                | Fe             | 20      | 609,1                                    | 594,7  | 580,6  | 566,9  | 553,5  | 540,4  |
|                                | CO             | 24      | 699,9                                    | 696,0  | 692,3  | 689,0  | 685,9  | 683,1  |

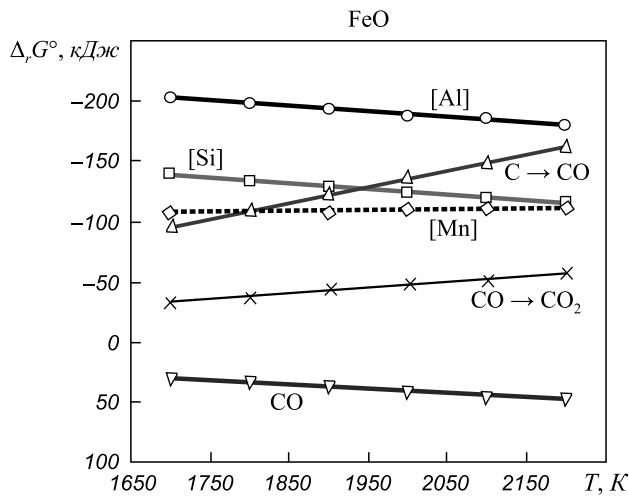


Рис. 1. Стандартная энергия Гиббса реакций восстановления FeO (1) – (6) в зависимости от температуры:  
 ◇ – реакция 1; □ – реакция 2; △ – реакция 3; × – реакция 4;  
 ▽ – реакция 5; ○ – реакция 6

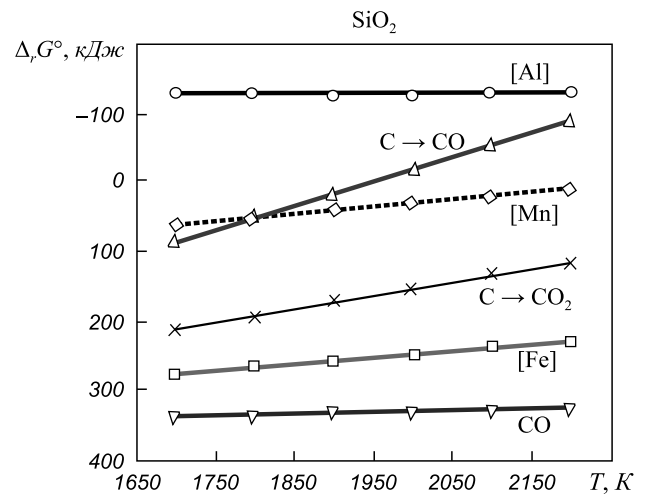


Рис. 3. Стандартная энергия Гиббса реакций восстановления SiO<sub>2</sub> (13) – (18) в зависимости от температуры:  
 ◇ – реакция 13; □ – реакция 14; △ – реакция 15; × – реакция 16;  
 ▽ – реакция 17; ○ – реакция 18

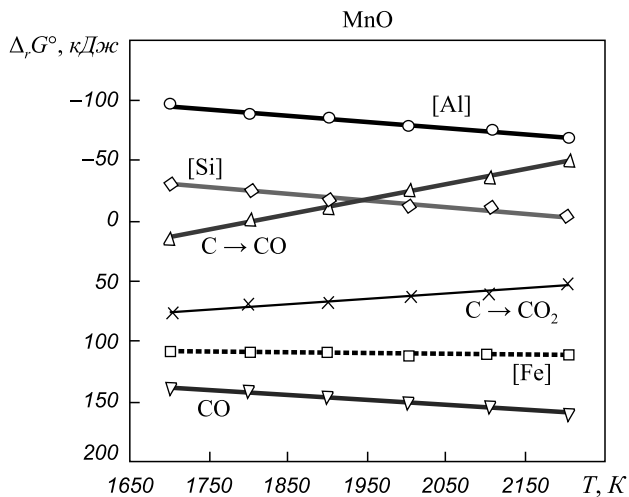


Рис. 2. Стандартная энергия Гиббса реакций восстановления MnO (7) – (12) в зависимости от температуры:  
 ◇ – реакция 7; □ – реакция 8; △ – реакция 9; × – реакция 10;  
 ▽ – реакция 11; ○ – реакция 12

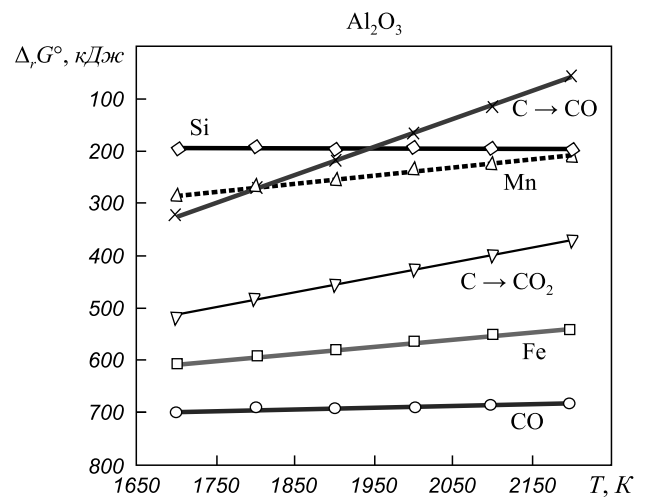


Рис. 4. Стандартная энергия Гиббса реакций восстановления Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (19) – (24) в зависимости от температуры:  
 ◇ – реакция 19; □ – реакция 20; △ – реакция 21; × – реакция 22;  
 ▽ – реакция 23; ○ – реакция 24

до 1800 К. Выше этой температуры восстановительная способность углерода становится больше, чем у марганца.

При температуре выше 2200 К в металле шва может образоваться алюминий в результате взаимодействия оксида алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с углеродом (реакция 22). В этих условиях  $\Delta_r G^\circ(22) \approx 0$ , и следует ожидать, что константа равновесия реакции  $K = \frac{P_{\text{CO}}^3 a_{[\text{Al}]}}{a_{(\text{Al}_2\text{O}_3)}}$  (где

$P_{\text{CO}}$  – равновесное парциальное давление оксида углерода CO в газовой фазе;  $a_{[\text{Al}]}$  – активность алюминия в жидком металле шва;  $a_{(\text{Al}_2\text{O}_3)}$  – активность оксида алюминия в оксидном расплаве) становится близкой к единице. При таком значении константы равновесия активность алюминия в металле шва, а,

следовательно, и его концентрация будут наибольшими для рассматриваемой системы, и роль алюминия как восстановителя может иметь значение. Алюминий является лучшим восстановителем для всех оксидов в системе, однако он может образоваться в металле шва лишь в небольших концентрациях, следовательно, концентрация оксида алюминия, образующегося в этом случае по реакциям (6), (12), (18), будет незначительной.

**Выводы.** Проведенный термодинамический анализ реакций в системе жидкий металл шва – оксидный расплав – газ показывает, что введенный в систему углерод способен за счет высоких восстановительных свойств при 1950 – 2200 К существенным образом повлиять на содержание неметаллических включений в металле шва в сторону уменьшения.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 26 – 29.
2. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 10. С. 35 – 38.
3. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е. и др. // Сварочное производство. 2012. № 12. С. 3 – 6.
4. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 4. С. 30 – 33.
5. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е. и др. // Сварочное производство. 2013. № 5. С. 9 – 12.
6. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 8. С. 33 – 36.
7. Пат. 2484936 РФ. Керамический флюс-добавка / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Голдун З.В.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет». Заявл. 13.02.2012. Опул. 20.06.2013.
8. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Справочник. Т. 1. Кн. 1 / Под ред. В.П. Глушко, Л.В. Гурвича и др. – М.: Наука, 1978. – 495 с.
9. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Т. 5, 6. / Под ред. В.С. Иориса. [Электронный ресурс] – Режим доступа: <http://www.chem.msu.ru/rus/tsiv/>.
10. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0 [Электронный ресурс]: data compiled and evaluated by Chase M.W., Davies C.A., Dawney J.R., Frurip D.J., Mc Donald R.A., Syvernd A.N. – Режим доступа: <http://kinetics.nist.gov/janaf>.
11. Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие в 2 т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Б.П. Конисhev, С.А. Курланов, Н.Н. Потапов и др. / Под общ. ред. Н.Н. Потапова. – М.: Машиностроение, 1989. С. 104.

© 2014 г. Крюков Р.Е., Бендре Ю.В.,  
Козырев Н.А., Осетковский И.В., Горюшкин В.Ф.  
Поступила 4 июля 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 25–28.

## REDOX PROCESSES IN WELDING WITH CARBON CONTAINING FLUX

**Kryukov R.E.**, Postgraduate

**Bendre Yu.V.**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor

**Kozyrev N.A.**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair  
(kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru)

**Osetkovskii I.V.**, student

**Goryushkin V.F.**, Dr. Sci. (Ch.), Professor, Head of the Chair

**Siberian State Industrial University** (42, Kirov str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

**Abstract.** Thermodynamic calculations of redox processes in welding with carbon containing flux have been carried out. The calculations showed the possibility of carbon participation (in addition to silicon and manganese) in the redox processes of welding. The entered into the system carbon can influence significantly the content of non-metallic inclusions in the weld metal downward due to the high regenerative properties at  $T = 1950 \div 2200$ .

**Keywords:** thermodynamic calculations, redox processes, welding, welding fluxes, nonmetallic inclusions.

## REFERENCES

1. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Starovackaya S.N., Kryukov R.E., Goldun Z.V. Influence of carbon-fluorine-containing additives for welding of fluxes on the properties of welded joints. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 6, pp. 26–29. (In Russ.).
2. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Goldun Z.V., Kryukov R.E., Shurupov V.M. The use of carbon-containing additives for welding fluxes. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 10, pp. 35–38. (In Russ.).
3. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Goldun Z.V., Koval'skii I.N. Influence of carbon- and fluorine-containing additives in the composition of the fluxes on the content of nonmetallic inclusions and properties of welded joints. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2012, no. 12, pp. 3–6. (In Russ.).
4. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Starovatskaya S.N., Roor A.V. The influence of AN-60 flux with carbonfluorine-containing additive on the welds quality of 09G2S steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 4, pp. 30–33. (In Russ.).
5. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Roor A.V., Koval'skii I.N. Development of additives for welding fluxes when welding low-alloy steels. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2013, no. 5, pp. 9–12. (In Russ.).
6. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Roor A.V. The study of the impact of the introduction of carbonfluorine-containing additives in AN-67 flux on the metal properties of the weld of 09G2S steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 8, pp. 33–36. (In Russ.).
7. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Goldun Z.V. *Keramicheskii flyus-dobavka* [Ceramic flux-additive]. Patent RF no. 2484936. Byul. Izobreteniy. 2013. (In Russ.).
8. *Termodinamicheskie svoistva individual'nykh veshchestv: Spravochnik*. [Thermodynamic properties of individual substances: Reference book]. Vol. 1. Part 1. Glushko V.P., Gurvicha L.V. etc. eds. Moscow: Nauka, 1978. 495 p. (In Russ.).
9. *Termodinamicheskie svoistva individual'nykh veshchestv* [Thermodynamic properties of individual substances: Reference book]. Vol. 5, 6. Iorish V.S. ed. Available at: <http://www.chem.msu.ru/rus/tsiv/>. (In Russ.).
10. *Thermochemical Tables 1985. Version 1.0*: data compiled and evaluated by Chase M.W., Davies C.A., Dawney J.R., Frurip D.J., Mc Donald R.A., Syvernd A.N. Available at: <http://kinetics.nist.gov/janaf>.
11. Konishhev B.P., Kurlanov S.A., Potapov N.N. etc. *Svarochnye materialy dlya dugovoi svarki*. Vol. 1. *Zashchitnye gazy i svarochnye flyusy* [Welding consumables for arc welding. Reference book in 2 vol. Vol. 1. Shielding gases and welding fluxes]. Potapov N.N. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 104 p. (In Russ.).

Received 4 July, 2014

УДК 669.168

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОМПЛЕКСНОГО МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ ВАНАДИЕМ И АЗОТОМ

*Нохрина О.И., д.т.н., профессор (kafamsf@sibsiu.ru)*

*Рожихина И.Д., д.т.н., профессор*

*Дмитриенко В.И., к.т.н., доцент*

*Голодова М.А., к.т.н., доцент*

*Осипова Ю.А., ст. преподаватель*

Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

**Аннотация.** Представлены результаты экспериментального исследования процесса микролегирования стали ванадием и азотом. Цель исследования – сравнение результатов легирования стали ванадием при использовании стандартного феррованадия, конвертерного ванадиевого шлака с продувкой газообразным азотом, а также азотированного феррованадия. Результаты исследований показали равнозначность рассмотренных способов микролегирования в достижении требуемых концентраций ванадия и азота в стали; все образцы выплавленной стали имеют мелкозернистую структуру, это означает, что способы введения ванадия и азота в металл не оказывают значительного влияния на его структуру.

**Ключевые слова:** микролегирование, ванадий, газообразный азот, углеродотермическое восстановление.

В настоящее время одним из наиболее востребованных микролегирующих элементов является ванадий. Эта востребованность обусловлена эффективностью легирования ванадием с целью получения металла с высокими служебными свойствами.

Ванадий как и большинство модифицирующих элементов влияет на свойства стали через измельчение зерна и дисперсионное твердение, в меньшей мере – через упрочнение твердого раствора. Измельчение зерна улучшает прочность и вязкость стали, мелкодисперсные выделения увеличивают прочность за счет некоторой потери вязкости, но при измельченном зерне улучшается свариваемость сталей. Образование карбонитридов ванадия, обладающих высокой растворимостью в сталях, позволяет нейтрализовать негативное влияние азота и перевести его в разряд микролегирующих элементов, играющего решающую роль при легировании ванадием сталей для усиления их дисперсионного упрочнения. Кроме того, размер рекристаллизованного аустенитного зерна сталей, легированных ванадием, является постоянным в широком спектре температур, поэтому свойства таких сталей нечувствительны к изменениям температуры прокатки. По сравнению с ниобием и титаном (как легирующими элементами) ванадий имеет следующие преимущества: более высокую растворимость карбонитридов в аустените; возможность получения мелкого аустенитного зерна без торможения процессов рекристаллизации, так как выделение ванадиевых фаз происходит ниже температуры окончания прокатки; возможность применения менее затратной высокотемпературной контролируемой прокатки; легированные ванадием стали в значительно меньшей степени подвержены горячему

растрескиванию в процессе изгиба и распрямления непрерывнолитой заготовки; ванадиевая сталь даже с высоким содержанием азота имеет хорошую прочность и вязкость в зоне термического влияния сварки при правильном подборе параметров последней [1].

Ценность ванадия, как измельчающего зерно и вызывающего дисперсионное твердение элемента, усиливается в присутствии азота, превращая последний из вредной примеси в легирующий элемент, что особенно важно для сталей, выплаиваемых в электродуговых печах.

В основном легирование ванадием осуществляют с использованием феррованадия, а также сплавов и лигатур, получаемых непосредственно из ванадиевого шлака. Кроме того, используют также ванадиевый чугун, ванадиевый шлак стандартного и специального состава, ванадийсодержащий металлопродукт, получаемый при дроблении ванадиевого шлака, металлизированные окатыши и экзотермические брикеты. Последние материалы, как правило, применяют при выплавке низколегированных марок сталей [2, 3].

Основные методы ввода азота в металл связаны с использованием материалов с высоким содержанием растворенного азота, его соединений, легко разлагающихся при температурах металлургических процессов, с активацией молекулярного азота и растворением его в жидком металле.

Недостатками первых двух методов является необходимость производства специальных ферросплавов или химических соединений, нестабильность усвоения азота из них в процессе легирования и довольно высокая неоднородность его содержания в готовом металле.

Очевидно, экологически и экономически целесообразно использовать газообразный азот для легирования

металла. Однако сложности, возникающие из-за затрат энергии на активацию межмолекулярных связей газообразного азота, препятствуют широкому распространению легирования азотом из газовой фазы. Работы по освоению способов легирования металла азотом из газовой фазы активно ведутся уже не одно десятилетие как у нас в стране, так и за рубежом [4].

Для определения режима продувки стали газообразным азотом и предварительной оценки его усвоения были проанализированы данные, полученные в электросталеплавильном цехе ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» при выплавке стали марок СтЗсп, 09Г2С, НЭ76Ф с продувкой газообразным азотом через донные фурмы на установке АКОС.

На рис. 1 представлена зависимость количества усвоенного азота от времени продувки, на рис. 2 – зависимость прироста содержания азота в стали от общего количества введенного газообразного азота.

Из представленных зависимостей следует, что при увеличении времени продувки с 30 до 60 мин усвоение азота сталью увеличивается с 20 до 37 %. При повышении расхода газообразного азота увеличивается его содержание в стали и за время продувки может изменяться от 0,002 % при расходе 10 м<sup>3</sup> газообразного азота до 0,005 % – при расходе 20 – 22 м<sup>3</sup>.

Высокий коэффициент корреляции, полученный при математической обработке результатов промышленных плавок (рис. 2), свидетельствует о стабильности процесса усвоения азота расплавом, что позволяет довольно точно регулировать его конечное содержание в стали с целью ее микролегирования.

В лабораторных условиях была проведена серия экспериментов по изучению комплексного легирования стали ванадием и азотом. Цель исследований – сравнение результатов легирования стали ванадием при использовании стандартного феррованадия с продувкой азотом, азотированного феррованадия, а также ванадиевого шлака (КВШ) с продувкой газообразным азотом. Химический состав легирующих материалов приведен ниже:

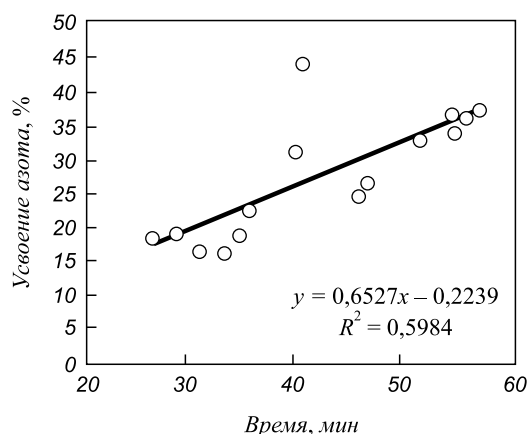


Рис. 1. Зависимость количества усвоенного азота от времени продувки

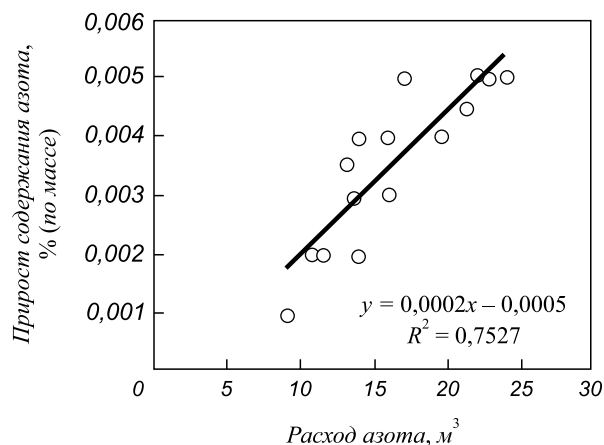


Рис. 2. Зависимость прироста содержания азота в стали от общего количества введенного газообразного азота через донную фурму

| Феррованадий | Содержание, % |     |     |     |      |      |      |
|--------------|---------------|-----|-----|-----|------|------|------|
|              | V             | Si  | Al  | C   | S    | P    | N    |
| FeV40        | 37,8          | 1,8 | 2,1 | 0,3 | 0,08 | 0,07 | –    |
| ВД1          | 38,1          | 1,7 | 1,6 | 0,3 | 0,07 | 0,07 | 4,38 |

Химический состав ванадиевого шлака следующий: 16,0 % V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, 20 % SiO<sub>2</sub>, 5 % TiO<sub>2</sub>, 10 % MnO, 30 % FeO.

Для проведения экспериментов были выплавлены исходные образцы, химический состав которых приведен в табл. 1. Методика экспериментов заключалась в следующем. В печь сопротивления с трубчатым нагревателем помещали тигель с шихтовыми материалами, печь закрывали графитовой пробкой с отверстиями, в которые были вставлены две трубки из высокоглиноземистого огнеупорного материала: по одной трубке азот поступал в печь для создания газовой среды, по другой газ выходил из печи. Температура фиксировалась вольфрамиевой термопарой типа BP 5/20.

Были проведены три серии плавок. В первой серии осуществлялось легирование стали стандартным фер-

Таблица 1

Химический состав исходных образцов

| Проба | Массовая доля элементов, % |      |      |      |      |      |        |       |
|-------|----------------------------|------|------|------|------|------|--------|-------|
|       | C                          | Si   | Mn   | Cr   | Ni   | Cu   | V      | N     |
| 1     | 0,23                       | 0,50 | 0,50 | 0,05 | 0,09 | 0,12 | 0,001  | 0,006 |
| 2     | 0,16                       | 0,54 | 0,54 | 0,05 | 0,08 | 0,11 | 0,001  | 0,005 |
| 3     | 0,22                       | 0,46 | 0,51 | 0,06 | 0,09 | 0,12 | 0,001  | 0,006 |
| 4     | 0,20                       | 0,48 | 0,48 | 0,06 | 0,10 | 0,14 | 0,001  | 0,007 |
| 5     | 0,19                       | 0,43 | 0,41 | 0,05 | 0,08 | 0,13 | 0,001  | 0,005 |
| 6     | 0,21                       | 0,51 | 0,58 | 0,06 | 0,12 | 0,08 | 0      | 0,004 |
| 7     | 0,24                       | 0,38 | 0,54 | 0,05 | 0,09 | 0,12 | 0,001  | 0,006 |
| 8     | 0,22                       | 0,31 | 0,48 | 0,06 | 0,08 | 0,13 | 0,001  | 0,004 |
| 9     | 0,19                       | 0,60 | 0,41 | 0,05 | 0,09 | 0,12 | 0,0003 | 0,005 |
| 10    | 0,24                       | 0,39 | 0,50 | 0,04 | 0,05 | 0,09 | 0,001  | 0,006 |

Химический состав полученного металла

| Серия плавов                         | Номер исх. образца | Массовая доля элементов, % |      |      |      |      |      |      |       |
|--------------------------------------|--------------------|----------------------------|------|------|------|------|------|------|-------|
|                                      |                    | C                          | Si   | Mn   | Cr   | Ni   | Cu   | V    | N     |
| 1                                    | 4                  | 0,19                       | 0,37 | 0,45 | 0,05 | 0,10 | 0,14 | 0,13 | 0,012 |
|                                      | 7                  | 0,23                       | 0,27 | 0,48 | 0,05 | 0,09 | 0,12 | 0,12 | 0,011 |
|                                      | 10                 | 0,23                       | 0,27 | 0,45 | 0,04 | 0,05 | 0,09 | 0,13 | 0,010 |
| 2                                    | 5                  | 0,19                       | 0,44 | 0,39 | 0,06 | 0,08 | 0,13 | 0,13 | 0,010 |
|                                      | 6                  | 0,20                       | 0,50 | 0,55 | 0,05 | 0,12 | 0,08 | 0,13 | 0,009 |
|                                      | 9                  | 0,19                       | 0,59 | 0,39 | 0,04 | 0,05 | 0,09 | 0,12 | 0,011 |
| 3<br>(азотированный<br>феррованадий) | 1                  | 0,22                       | 0,37 | 0,39 | 0,06 | 0,09 | 0,12 | 0,12 | 0,010 |
|                                      | 2                  | 0,24                       | 0,39 | 0,41 | 0,05 | 0,08 | 0,11 | 0,13 | 0,009 |
|                                      | 3                  | 0,20                       | 0,30 | 0,34 | 0,06 | 0,09 | 0,12 | 0,13 | 0,011 |

рованадием марки FeV40 с одновременной продувкой азотом.

В расплавленный при температуре 1823 К исходный образец стали (табл. 2) присаживали феррованадий; после изотермической выдержки в течение 5 мин начинали продувку азотом продолжительностью 30 мин.

Во второй серии плавов после расплавления исходного образца стали тигель накрывали крышкой с газоподводящими трубками: по одной трубке газ поступал в металл, а по другой отводился из тигля, затем начинали продувку металла азотом. Длительность продувки составляла 20 мин, после чего на поверхность стали вводили брикеты, изготовленные из конвертерного ванадиевого шлака, смеси восстановителей (коксона и ферросилиция), извести. Составы брикетов были выбраны в соответствии с результатами<sup>1</sup> термодинамического моделирования процесса углеродотермического восстановления ванадия из пентаоксида ванадия конвертерного ванадиевого шлака [5]. После изотермической выдержки в течение 5 мин при температуре 1823 К продолжали продувку стали азотом, длительность которой составляла 10 мин.

В третьей серии плавов микролегирование образцов металла осуществляли азотированным феррованадием марки ВД1. Результаты химического анализа полученных образцов приведены в табл. 2.

Количество феррованадия рассчитывали исходя из условия содержания ванадия в стали 0,15 % и усвоения ванадия из феррованадия 95 %, а из конвертерного шлака – 90 % и содержания азота в стали 0,01 и 0,015 %.

Анализ результатов исследований показал, что содержание азота в готовом металле колеблется от 0,009 % до 0,012 %. Прирост содержания азота составляет в среднем 0,005 % и не зависит от способа азотирования стали.

Содержание ванадия в готовом металле при всех способах его введения в сталь составило 0,12 – 0,13 %.

На рис. 3 приведена микроструктура образцов металла, полученного в ходе исследований. Видно, что все образцы выплавленной стали имеют мелкозернистую структуру.

**Выводы.** Результаты исследований показали, что все рассмотренные способы микролегирования стали равнозначны в достижении требуемых концентраций ванадия и азота в металле.

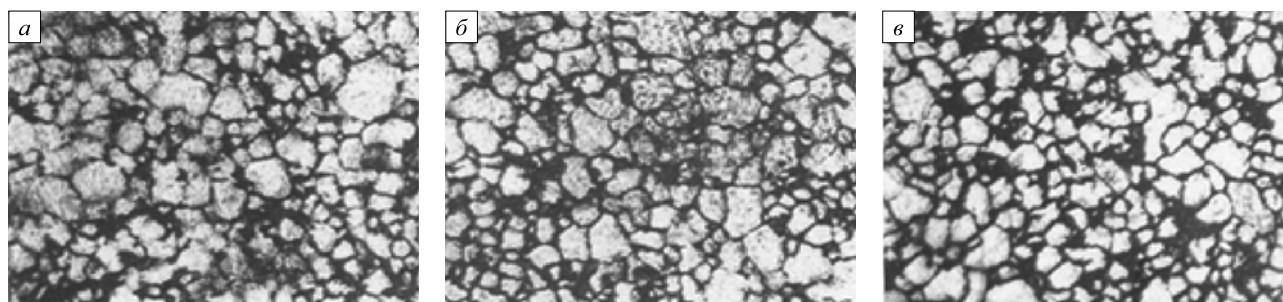


Рис. 3. Микроструктура полученных образцов металла:

а – при обработке металла азотом с присадкой феррованадия; б – при обработке металла азотом с присадкой КВШ; в – с присадкой азотированного феррованадия

<sup>1</sup> Голодова М.А. Исследование процессов восстановления ванадия и оптимизация технологии обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком: Автореф. канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2012. – 25 с.

# БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зайко В.П., Жучков В.И., Леонтьев Л.И. и др. Технология ванадийсодержащих материалов / – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 515 с.
2. Ровнушкин В.А., Смирнов Л.А. // Проблемы производства и применения стали с ванадием: материалы Международного семинара. – Екатеринбург: УрО РАН, 2007. С. 95 – 121.
3. Соловьев М.А., Толстогузов Н.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1996. № 2. С. 8 – 12.

4. Гизатулин Р.А., Нохрина О.И., Козырев Н.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 6. С. 30 – 33.
5. Голодова М.А., Дмитриенко В.И., Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Рыбенко И.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 4. С. 3 – 5.

© 2014 г. Нохрина О.И., Рожихина И.Д.,  
Дмитриенко В.И., Голодова М.А.,  
Осипова Ю.А.

Поступила 2 июля 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 29–32.

## THE EXPERIMENTAL RESEARCH OF PROCESS OF INTEGRATED MICROALLOYING OF STEEL BY VANADIUM AND NITROGEN

**Nokhrina O.I.**, Dr. Sci. (Eng.), Professor (kafamsf@sibsiu.ru)  
**Rozhikhina I.D.**, Dr. Sci. (Eng.), Professor  
**Dmitrienko V.I.**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor  
**Golodova M.A.**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor  
**Osipova Yu.A.**, Senior Lecturer

**Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Novokuznetsk,  
Kemerovo Region, 654007, Russia)

**Abstract.** The article deals with the results of experimental research of steel microalloying process by vanadium and nitrogen. The purpose of the research is the comparison of results of vanadium steel alloying with the use of standard ferrovanadium, converter vanadium slag with compressed gaseous nitrogen and nitrogen ferrovanadium. The analysis of the received results showed that all the samples of melted steel have fine-grained structure; it means that the ways of introduction of vanadium and nitrogen in metal does not have a significant influence on its structure.

**Keywords:** microalloying, vanadium, nitrogen gas, carbonthermal reduction.

## REFERENCES

1. Zaiko V.P., Zhuchkov V.I., Leont'ev L.I., Karnoukhov V.N., Voronov Y.I. *Tehnologiya vanadiisoderzhashchikh materialov* [The

technology of vanadium-containing materials]. Moscow: IKC «Akademkniga», 2004, 515 p. (In Russ.).

2. Rovnushkin V.A., Smirnov L.A. Steel alloying by intermediate products of vanadic rediusion. *Problemy proizvodstva i primeniya stali s vanadiem: materialy Mezhdunarodnogo seminara* [Problems of production and use of steel with vanadium: Proceedings of the International Seminar]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2007, pp. 95–121. (In Russ.).
3. Solov'ev M.A., Tolstoguzov N.V. Pellet development for semidirect steel alloying by vanadium. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1996, no. 2, pp. 8–12. (In Russ.).
4. Gizatulin R.A., Nokhrina O.I., Kozyrev N.A. Steel microalloying by nitrogen during blasting in the ladle through bottom and submersible tuyeres. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 6, pp. 30–33. (In Russ.).
5. Golodova M.A., Dmitrienko V.I., Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Rybenko I.A. Steel microalloying by nitrogen during blasting in the ladle through bottom and submersible tuyères. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 4, pp. 3–5. (In Russ.).

Received July 2, 2014

УДК 669.017:539.2:669.14.018.294.2

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ЗОН КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ Э76Ф

Симачев А.С., ведущий инженер

Темлянец М.В., д.т.н., профессор (uchebn\_otdel@sibsiu.ru)

Осколкова Т.Н., к.т.н., доцент

Перетягко В.Н., д.т.н., профессор

Базайкин В.И., д.т.н., профессор

Сибирский государственный индустриальный университет  
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровской обл., Кирова, 42)

**Аннотация.** Представлены результаты исследования высокотемпературной пластичности рельсовой стали Э76Ф в диапазоне температур 950 – 1250 °С. Установлено, что наилучшие показатели пластичности получены при температуре 1150 °С с удовлетворительной микроструктурой.

**Ключевые слова:** непрерывнолитая заготовка, рельсовая электросталь, микроструктура, высокотемпературная пластичность, неметаллические включения.

Особенностью процесса горячей прокатки является значительное формоизменение металла при больших скоростях и высоких температурах. Прочность и пластичность металлов в этих условиях существенно зависят от температуры нагрева заготовок и скорости пластической деформации. Оценка влияния различных факторов и условий деформирования на структуру металлов необходима для назначения рациональных режимов прокатки,ковки и т.д. [1].

При производстве рельсов из непрерывнолитых заготовок (НЛЗ) особенно важно обеспечить не только прогрев, но и создать благоприятные условия для хорошей проработки всех зон слитка при пластической деформации [2 – 4]. В этой связи изучение влияния температуры нагрева на пластичность в трех зонах (корковой зоне, зоне столбчатых кристаллов и центральной зоне) НЛЗ из рельсовой электростали, микролегированной ванадием, является целесообразным, поскольку это позволит скорректировать температурный режим нагрева заготовки под прокатку, что повысит качество готового проката; снизить затраты топливно-энергетических ресурсов [5].

Объектом исследования служили образцы (рис. 1), вырезанные из трех зон непрерывнолитого слитка рельсовой стали марки Э76Ф, выплавленной электродуговым способом. Химический состав стали соответствует ГОСТ 51685 – 2000. Образцы нагревали до 950, 1050, 1150 и 1250 °С и выдерживали в течение 5, 10 и 15 мин при этих температурах, затем производилось их кручение до излома при скорости, приближенной к скорости прокатки в условиях рельсобалочного цеха (примерно 60 об/мин) [6].

Схема установки для исследования высокотемпературной пластичности, состоящей из нагревательной

печи и двух валов (захватов), один из которых вращающийся, показана на рис. 2. Исходя из двухстороннего нагрева в печи сопротивления и руководствуясь рекомендациям авторов [7], время выдержки выбиралось из расчета 1 мин на 1 мм сечения.

Полученное количество оборотов до излома образца переводилось в значение степени деформации сдвига  $\gamma$  (критерий пластичности  $\lambda$ ) по формуле [8]

$$\lambda_p = \gamma = \frac{\pi d_0 Z}{l_0}, \quad (1)$$

где  $d_0$  и  $l_0$  – рабочие диаметр и длина образца, мм;  $Z$  – количество оборотов до разрушения.

В результате проведенного эксперимента наблюдалась характерная зависимость повышения критерия пластичности с увеличением температуры  $T$  и времени выдержки  $\tau$ . Во всех трех зонах НЛЗ максимальное значение степени деформации сдвига достигается при температуре испытаний 1150 °С и времени выдержки 10 мин, после чего происходит резкое падение пластичности (рис. 3).

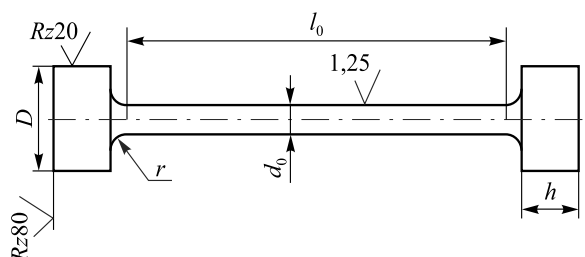


Рис. 1. Схема образцов для испытаний на высокотемпературное кручение ( $D = 12$  мм,  $r = 2$  мм,  $l_0 = 38 - 43$  мм,  $d_0 = 6,0 - 6,2$  мм,  $h = 10$  мм)

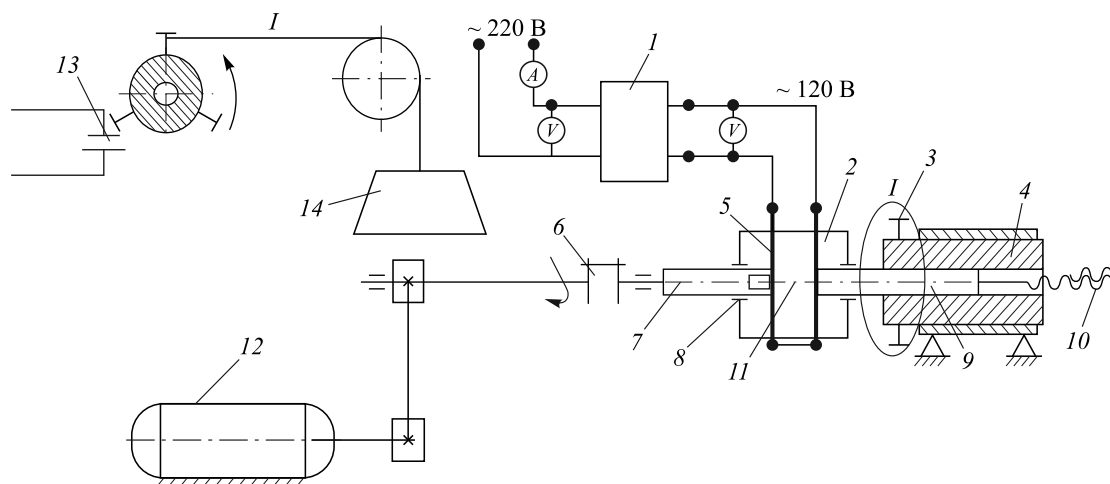


Рис. 2. Схема установки для исследования высокотемпературной пластичности металлов и сплавов:

1 – трансформатор; 2 – печь; 3 – стопорный винт; 4 – корпус для неподвижного вала; 5 – силитовые нагреватели; 6 – фиксатор количества оборотов; 7 – вращающийся вал; 8 – огнеупорное уплотнение; 9 – неподвижный вал; 10 – винт-гайка; 11 – образец; 12 – электродвигатель; 13 – размыкающий контакт; 14 – груз

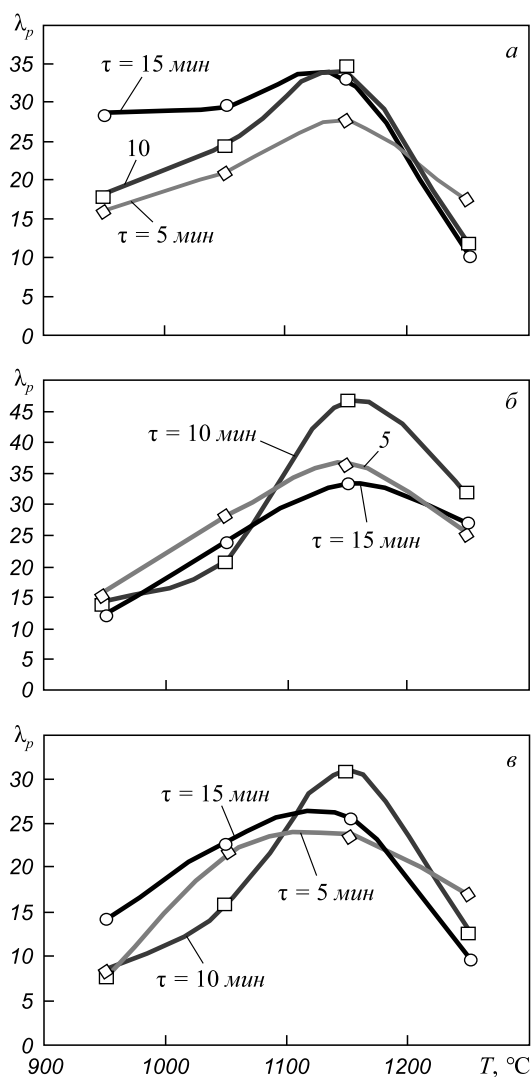


Рис. 3. Графики зависимости степени деформации сдвига  $\lambda$  от температуры  $T$  при различных выдержках  $\tau$ :  
а – корковая зона; б – зона столбчатых кристаллов;  
в – центральная зона

Авторами работ [9 – 11] отмечается общая тенденция в формировании структур в трех зонах НЛЗ, заключающаяся в образовании двух слоев: 1 – полного и частичного поверхностного обезуглероживания; 2 – слоя со структурой игольчатого феррита (видманшtedта) или ферритной сетки.

На рис. 4 приведены микроструктуры образцов из трех зон НЛЗ после испытаний при времени выдержки 10 мин и температурах 1050, 1150 и 1250 °C. Во всех зонах при температуре 1050 °C (рис. 4, а, б, в) структура состоит из частично обезуглероженного слоя толщиной примерно 0,10 – 0,15 мм, после которого на глубине 0,1 – 0,2 мм следует сплошной слой тонкой ферритной сетки, переходящий в разорванную, с величиной зерна № 6 – № 7 по ГОСТ 5639 – 82, далее следует структура основного металла.

После испытаний на высокотемпературное кручение при температуре 1150 °C (рис. 4, г, д, е) образцы имеют слой толщиной примерно 0,2 – 0,3 мм частичного поверхностного обезуглероживания во всех трех зонах НЛЗ. По мере продвижения в глубь образца толщина сплошной ферритной сетки по границам зерен уменьшается и переходит на глубине около 0,3 мм в разорванную. Величина зерна в этой области по ГОСТ 5639 – 82 составляет № 4 – № 5.

Образцы, нагретые до 1250 °C и подвергнутые высокотемпературному кручению, в зависимости от зоны НЛЗ имеют различное строение. У образца, вырезанного из корковой зоны, после испытаний поверхностный слой толщиной 0,15 – 0,20 мм представлен структурой видманшtedта (игольчатого феррита). Далее располагается слой частичного поверхностного обезуглероживания толщиной примерно 0,5 мм с крупным зерном (№ 3), плавно переходящий в структуру основного металла, с такой же величиной зерна. У образца, вырезанного из зоны столбчатых кристаллов, выявлен

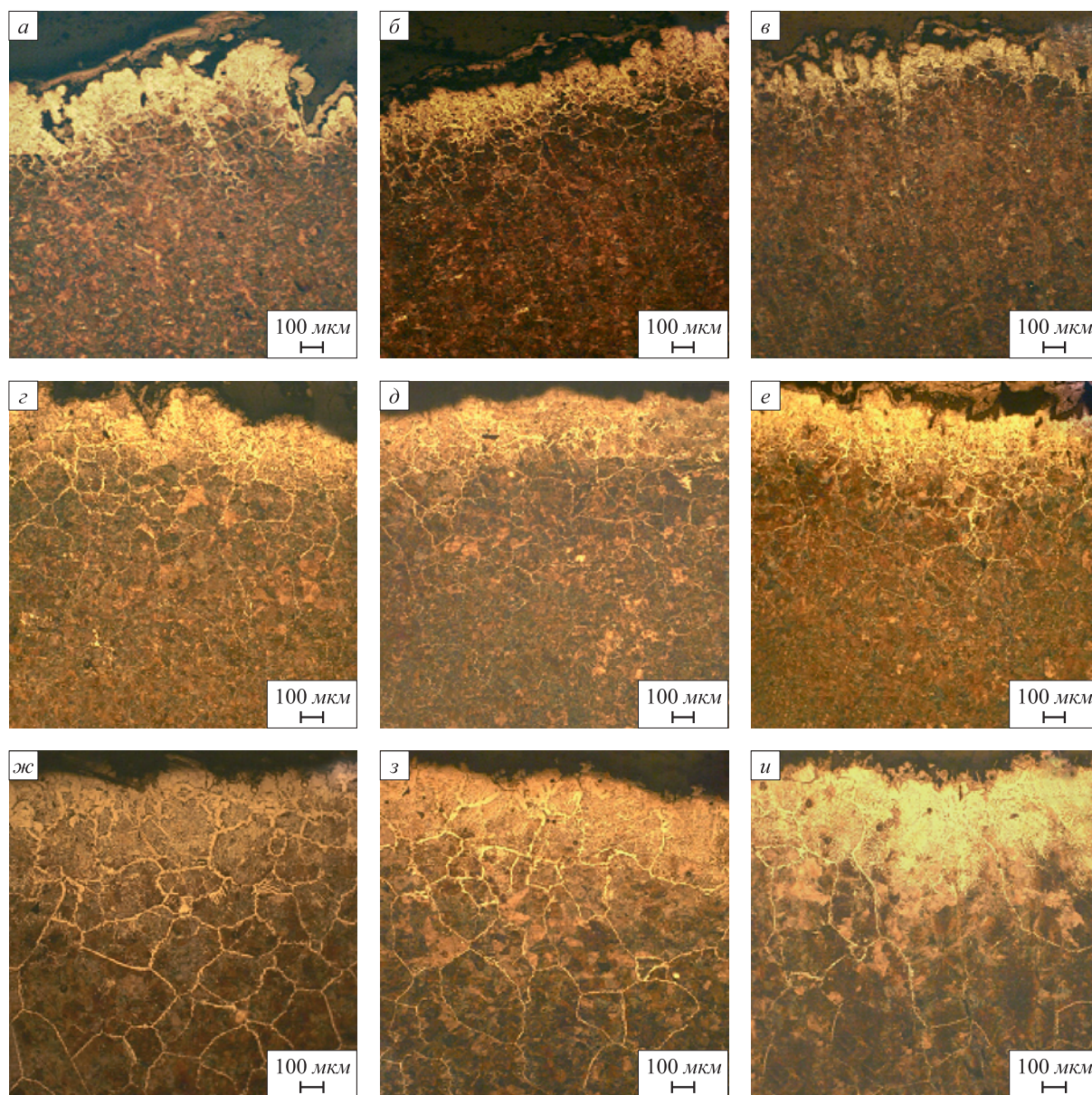


Рис. 4. Микроструктуры образцов после высокотемпературного кручения при температурах 1050 (а, б, в), 1150 (з, д, е) и 1250 °С (жс, з, и): а, з, жс – корковая зона; б, д, з – зона столбчатых кристаллов; в, е, и – центральная зона

слой частичного обезуглероживания на расстоянии от поверхности около 0,5 мм, под которым располагается структура рельсовой стали, но с крупным зерном (№ 2). Еще большее поверхностное обезуглероживание имеет образец, вырезанный из центральной зоны НЛЗ (на глубине 0,6 – 0,7 мм). Глубже располагается структура по всему сечению образца с величиной зерна № 1, характерного перегретой стали. Формирование дефектных структур с большой величиной зерна способствует потере пластичности стали, что подтверждается экспериментальными данными (рис. 3).

Автор работы [12] утверждает, что основным мероприятием для улучшения деформируемости слитков и заготовок, является подбор оптимального температурного интервала деформации, в области которого металл данной плавки обладает наибольшей пластичностью.

По причине опасности возникновения перегрева и пережога металла, сопровождающихся снижением пластичности, авторы работ [2, 3, 13] рекомендуют использовать температуру нагрева НЛЗ из стали марки Э76Ф в диапазоне не более 1200 – 1250 °С.

Оценка температуры максимальной пластичности в настоящей работе позволяет заключить, что для рельсовой стали, микролегированной ванадием, она составляет 1150 °С, поэтому применение такой температуры для начала прокатки стали марки Э76Ф является желательным. При температуре 1150 °С сталь обладает максимальной пластичностью и удовлетворительной микроструктурой.

При изучении высокотемпературной пластичности зон кристаллизации непрерывнолитого слитка рельсовой стали Э76Ф производилась количественная и

качественная оценка неметаллических включений. Исследования осуществлялись металлографическим методом по ГОСТ 1778 – 70.

В работах [6, 14] подробно описываются виды и размеры неметаллических включений по всем трем зонам НЛЗ. В корковой зоне характерно присутствие небольшого количества нитридов, в зоне столбчатых кристаллов – силикатов недеформирующихся. Самое большое количество неметаллических включений как по видам, так и по размерам, наблюдается в центральной зоне слитка и представлены они сульфидами, силикатами недеформирующимися и силикатами хрупкими. Необходимо отметить, что по всему объему НЛЗ встречаются незначительные количества оксидов точечных.

В связи с наибольшей загрязненностью центральной зоны здесь наблюдаются самые низкие показатели пластичности (рис. 3, в).

Силикаты недеформирующиеся и силикаты хрупкие значительно снижают пластические свойства, увеличивая скорость роста усталостных трещин [15].

**Выводы.** Наилучшие показатели пластичности в сочетании с оптимальной структурой достигаются при температуре 1150 °С во всех зонах непрерывнолитого слитка. Дальнейшее повышение температуры нагрева способствуют формированию структуры, характерной перегретому состоянию, росту зерна и снижению пластичности.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей: Справочное издание / М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.

2. Темлянцева М.В., Гаврилов В.В., Корнева Л.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 5. С. 47 – 49.
3. Темлянцева М.В., Гаврилов В.В., Корнева Л.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 51 – 53.
4. Темлянцева М.В., Гаврилов В.В., Корнева Л.В., Кожеурова Л.Т. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 12. С. 47 – 49.
5. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 479 с.
6. Симачев А.С. // Международный научно-исследовательский журнал. 2014. № 3 (22). Ч. 2. С. 63, 64.
7. Башнин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г. Технология термической обработки стали. Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.
8. Перетятко В.Н., Темлянцева М.В., Филиппова М.В. Развитие теории и практики металлургических технологий. Т. 2. Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.
9. Симачев А.С., Темлянцева М.В., Осолкова Т.Н. // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. 2014. Вып. 16. С. 79 – 82.
10. Симачев А.С., Темлянцева М.В., Осолкова Т.Н. // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. 2014. Вып. 32. С. 23 – 27.
11. Дефекты и качество рельсовой стали: справочник / В.В. Павлов, М.В. Темлянцева, Л.В. Корнева и др. – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.
12. Дзугутов М.Я. Пластичность и деформируемость высоколегированных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1990. – 303 с.
13. Темлянцева М.В., Колотов Е.А., Сюсюкин А.Ю., Гаврилов В.В. // Сталь. 2006. № 12. С. 33 – 35.
14. Симачев А.С. // Современные инновации в науке и технике. 2014. Т. 4. С. 122 – 124.
15. Великанов А.В., Рейхарт В.А., Капорцев В.Н. – В кн.: Неметаллические включения в сталях. – М.: Металлургия, 1983. С. 35 – 42.

© 2014 г. Симачев А.С., Темлянцева М.В.,  
Осолкова Т.Н., Перетятко В.Н., Базайкин В.И.  
Поступила 25 августа 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 33–37.

#### RESEARCH OF HIGH-TEMPERATURE PLASTICITY OF CRYSTALLIZATION ZONES IN CONTINUOUSLY CAST INGOTS OF RAIL STEEL EH76F

*Simachev A.S., Leading Engineer*

*Temlyantsev M.V., Dr. Sci. (Eng.), Professor*

(uchebn\_otdel@sibsiu.ru)

*Oskolkova T.N., Cand. Sci. (Eng.), Assist Professor*

*Peretyat'ko V.N., Dr. Sci. (Eng.), Professor*

*Bazaiкин V.I., Dr. Sci. (Eng.), Professor*

**Siberian State Industrial University** (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

**Abstract.** The article presents the results of research of high-temperature plasticity of rail steel Eh76F in the range of temperatures between 950 – 1250 °C. It has been found out that the best results of plasticity with satisfactory microstructure were got when the temperature was 1150 °C.

**Keywords:** continuously cast ingots, rail electro steel, microstructure, high-temperature plasticity, non-metallic inclusions.

#### REFERENCES

1. Bernshtein M.L., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. *Diagrammy goryachei deformatsii, struktura i svoistva stali: Spravochnoe izdanie* [Hot deformation: diagram, structure and properties of steel: Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1989. 544 p. (In Russ.).

*vochnoe izdanie* [Hot deformation: diagram, structure and properties of steel: Reference book]. Moscow: Metallurgiya, 1989. 544 p. (In Russ.).

2. Temlyantsev M.V., Gavrilov V.V., Korneva L.V., Syusyukin A.Yu., Temlyantsev N.V. On the choice of reheat temperature regimes for continuously cast ingots rolling of rail electric steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 5, pp. 47–49. (In Russ.).
3. Temlyantsev M.V., Gavrilov V.V., Korneva L.V., Syusyukin A.Yu., Temlyantsev N.V. Reheat for continuously cast ingots rolling of rail electric steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 6, pp. 51–53. (In Russ.).
4. Temlyantsev M.V., Gavrilov V.V., Korneva L.V., Kozheurova L.T. On the choice of reheat temperature regimes for continuously cast ingots rolling of rail electric steel. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 12, pp. 47–49. (In Russ.).
5. Dzugutov M.Ya. *Plasticheskaya deformatsiya vysokolegirovannykh staley i splavov* [Plastic deformation of high-alloyed steel]. Moscow: Metallurgiya, 1977. 479 p. (In Russ.).
6. Simachev A.S. The influence of nonmetallics on high-temperature plasticity of continuously cast ingots of rail electric steel. *Mezhdunarodnyy nauchno-issledovatel'skiy zhurnal*. 2014. No. 3 (22). Part 2. P. 63, 64.

- arodnyi nauchno-issledovatel'skii zhurnal*. 2014, no. 3 (22). Part 2, pp. 63, 64. (In Russ.).
7. Bashnin Yu. A., Ushakov B.K., Sekei A.G. *Tehnologiya termicheskoi obrabotki stali. Uchebnik dlya vuzov* [Heat treatment technologies of steel. Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1986. 424 p. (In Russ.).
  8. Peretyat'ko V.N., Temlyantsev M.V., Filippova M.V. *Razvitie teorii i praktiki metallurgicheskikh tekhnologii. T. 2. Plastichnost' i razrushenie stali v protsessakh nagreva i obrabotki davleniem* [The development of the theory and practice of metallurgical technologies. Vol. 2. Steel plasticity and destruction in the heating and forming processes]. Moscow: Teplotekhnika, 2010. 352 p. (In Russ.).
  9. Simachev A.S., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N. High-temperature plasticity of rail electric steel Eh76F. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sektsii RAEN*. 2014. Issue 16, pp. 79–82. (In Russ.).
  10. Simachev A.S., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N. The research of high-temperature plasticity of rail electric steel Eh76F. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sektsii RAEN*. 2014. Issue 32, pp. 23–27. (In Russ.).
  11. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Korneva L.V., Oskolkova T.N., Gavrilov V.V. *Defekty i kachestvo rel'sovoi stali: spravochnik* [Defects and quality of rail steel: reference book]. Moscow: Teplotekhnika, 2006. 218 p. (In Russ.).
  12. Dzugutov M.Ya. *Plastichnost' i deformiruemost' vysokolegированных сталей и сплавов* [Plasticity and deformability of high-alloyed steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1990. 303 p. (In Russ.).
  13. Temlyantsev M.V., Kolotov E.A., Syusyukin A.Yu., Gavrilov V.V. The development of heat technologies of rail feedstock in a continuous walking-beam furnace. *Stal'*. 2006, no. 12, pp. 33–35. (In Russ.).
  14. Simachev A.S. Nonmetallic influences on high-temperature plasticity of continuously cast ingots of rail steel Eh76F. *Sovremennye innovatsii v nauke i tekhnike*. 2014. Vol. 4, pp. 122–124. (In Russ.).
  15. Velikanov A.V., Reyhart V.A., Kaportsev V.N. Impact of the methods of out-of-furnace treatment on the quality of rails from basic oxygen steel. In: *Nemetallicheskie vklyucheniya v stalyakh* [Non-metallic inclusions in steel]. Moscow: Metallurgiya, 1983, pp. 35–42. (In Russ.).

Received August 25, 2014

УДК 621.771:621.74

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ ВАЛКИ–ПОЛОСА ПРИ ПРОКАТКЕ ШИРОКОПОЛОЧНОЙ БАЛКИ В КЛЕТЯХ УНИВЕРСАЛЬНО-БАЛОЧНОГО СТАНА. СООБЩЕНИЕ 1

*Лехов О.С., д.т.н., профессор (MXLehov38@yandex.ru)*

Российский государственный профессионально-педагогический университет  
(620012, Россия, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)

**Аннотация.** Представлены результаты решения задачи одновременного определения напряжений в очаге деформации и в горизонтальных валках при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Определены закономерности распределения нормальных и касательных напряжений в очагах деформации балки, а также напряжения в валках от усилия прокатки.

**Ключевые слова:** широкополочная балка, прокатка, напряженно-деформированное состояние, вертикальные и горизонтальные валки, метод конечных элементов, модуль упругости, сопротивление пластической деформации, тангенциальные и радиальные напряжения.

Для повышения технико-экономических показателей производства двутавровых профилей на универсально-балочном стане Нижнетагильского металлургического комбината (НТМК) осуществлен перевод предприятия на работу с непрерывнолитой заготовкой, в том числе двутаврового сечения [1]. Основной проблемой, возникающей при прокатке непрерывнолитых заготовок, является обеспечение благоприятной схемы напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации, получение высоких механических свойств и однородной структуры металла.

Определение напряжений от усилия прокатки и термоупругих напряжений в валках универсальных клетей позволит разработать рекомендации для повышения их стойкости. Для этого одновременно с исследованием напряженно-деформированного состояния металла в очагах деформации необходимо определить поле напряжений в валках универсальной клетки.

В качестве метода исследования использован вычислительный эксперимент на базе решения задач

механики сплошной среды методом конечных элементов [1].

На первом этапе расчета проведено моделирование процесса продольной прокатки двутавровой балки в клетях универсального балочного стана. Моделирование выполняли в объемной постановке с использованием программного продукта ANSYS [2].

Упор сделан на определение напряженно-деформированного состояния и характер течения металла, возникающего в очаге деформации при прокатке балки 30Ш в горизонтальных и вертикальных валках универсальных клетей ГУК 1 и ГУК 2 универсально-балочного стана НТМК. Кроме исследования очага деформации определяли напряженно-деформированное состояние валков в областях, прилегающих к очагу деформации.

Материал балки в очаге деформации испытывает упругопластические деформации, которые достигают максимальных значений. Поскольку их уровень высок, то при описании модели балки в очаге деформации

ции учтена не только физическая, но и геометрическая нелинейность. Для валков принимаем следующее: материал, из которых они изготовлены, подвержен только упругим деформациям и напряжениям, подчиняющимся закону Гука; в очагах деформации между валками и балкой действует закон сухого трения Кулона.

При исследовании напряженно-деформированного состояния двутавровой балки и валков при прокатке пренебрегали инерционными и массовыми силами; деформируемый металл балки считали несжимаемым и изотропно упрочняющимся; материал валков – подчиняется закону Гука. При записи уравнений состояния будем использовать случай простого нагружения для пяти вариантов. На основе анализа объемной задачи рассматривается процесс прокатки для пяти вариантов. Параметры двутавровой балки, принятые для расчета, приведены ниже:

| Вариант<br>расчет  | Проход | $h_{ст}$ ,<br>мм | $B_{ст}$ ,<br>мм | $\Delta h_{ст}$ ,<br>мм | $H_n$ ,<br>мм | $B_n$ ,<br>мм | $\Delta h_n$ ,<br>мм | $T_m$ ,<br>°C |
|--------------------|--------|------------------|------------------|-------------------------|---------------|---------------|----------------------|---------------|
| <i>Клеть ГУК 1</i> |        |                  |                  |                         |               |               |                      |               |
| 1                  | 3      | 16,4             | 265              | 3,1                     | 27,7          | 204           | 7,7                  | 1040          |
| 2                  | 5      | 11,6             | 265              | 2,2                     | 17,9          | 201           | 4,2                  | 980           |
| <i>Клеть ГУК 2</i> |        |                  |                  |                         |               |               |                      |               |
| 3                  | 7      | 9,1              | 266              | 1,1                     | 13,7          | 197           | 1,8                  | 900           |
| 4                  | То же  | То же            | То же            | То же                   | То же         | То же         | То же                | 800           |
| 5                  | То же  | То же            | То же            | То же                   | То же         | То же         | То же                | 700           |

Во всех случаях рассматривали прокатку заготовки длиной  $L = 30$  м из стали марки 09Г2. Диаметры горизонтальных и вертикальных валков приняты равными 1500 и 1000 мм соответственно. Модуль упругости материала валков принят равным 209 ГПа, а коэффициент Пуассона – 0,3. Схема продольной прокатки показана на рис. 1.

Модуль упругости  $E$  определили по следующей зависимости [1]:

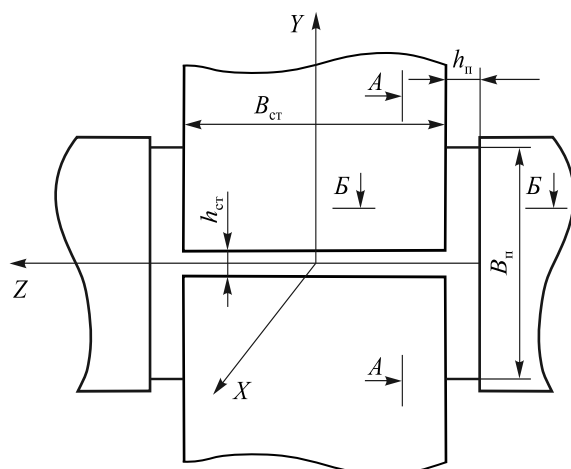


Рис. 1. Схема продольной прокатки двутавровой балки

$$E = -4,566 \cdot 10^5 + 160T + \frac{3,266 \cdot 10^8}{T}, \quad (1)$$

где  $T$  – температура металла.

Соппротивление  $\sigma_s$  пластической деформации вычислено по уравнению

$$\sigma_s = 288u_i^{0,107} (\ln \varepsilon_i)^{1,45} e^{-0,00235T}, \quad (2)$$

где  $u_i$  – скорость деформации,  $c^{-1}$ ;  $\varepsilon_i$  – степень деформации, %.

Результаты расчета процесса прокатки представлены в виде эпюр распределения нормальных и касательных напряжений по дугам захвата и ширине очага деформации балки с горизонтальными валками (рис. 2).

Для удобства представления результатов расчета на поверхности стенки балки изображена равномерная сеть линий. Линии 1 – 13 расположены вдоль поверхности контакта очага деформации балки с горизонтальным валком. Линия 1 находится в плоскости симметрии стенки, а линия 13 – в зоне перехода стенки в полку (линия контакта стенки с краем горизонтального валка).

Для этих вариантов максимальные значения нормальных и касательных напряжений в очагах деформации балки с вертикальным и горизонтальным валками представлены в табл. 1. Анализ расчетных данных показывает, что в очаге деформации двутавровой заготовки в горизонтальных и вертикальных валках универсальной клетки реализуется благоприятная с по-

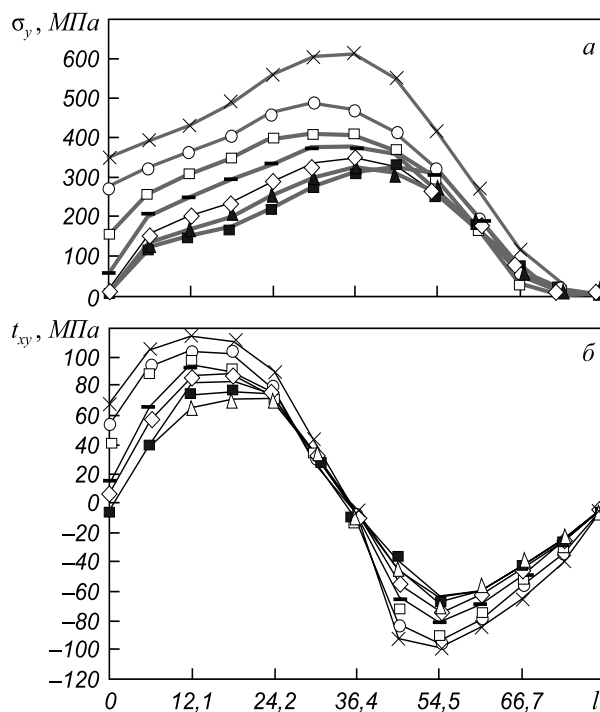


Рис. 2. Эпюра контактных нормальных (а) и касательных (б) напряжений по дуге захвата  $l_1$  и ширине очага деформации балки с горизонтальным валком (прокатка балки 30Ш в ГУК 1 (проход 3); температура прокатки 1040 °C):

■ – 1; △ – 6; ▲ – 8; ◇ – 9; — – 10; □ – 11; ○ – 12; × – 13

Таблица 1

**Максимальные (контактные) нормальные и касательные напряжения в очагах деформации балки с вертикальным и горизонтальным валками**

| Вариант<br>расчета | Клеть | Проход | Значение нормальных и касательных напряжений в зоне<br>контакта балки с валками, МПа |          |                                            |          |               |          | $T_{\text{м}}, ^\circ\text{C}$ |
|--------------------|-------|--------|--------------------------------------------------------------------------------------|----------|--------------------------------------------|----------|---------------|----------|--------------------------------|
|                    |       |        | горизонтальными                                                                      |          | горизонтальными (бо-<br>ковая поверхность) |          | вертикальными |          |                                |
|                    |       |        | $\sigma_x$                                                                           | $t_{xy}$ | $\sigma_z$                                 | $t_{zx}$ | $\sigma_z$    | $t_{zx}$ |                                |
| $1$                | ГУК 1 | 3      | 610                                                                                  | 114      | 544                                        | 84       | 514           | 119      | 1040                           |
|                    |       |        |                                                                                      | −98      |                                            | −104     |               | −95      |                                |
| $2$                |       | 5      | 627                                                                                  | 118      | 550                                        | 86       | 528           | 122      | 980                            |
|                    |       |        |                                                                                      | −101     |                                            | −107     |               | −98      |                                |
| $3$                | ГУК 2 | 7      | 540                                                                                  | 92       | 640                                        | 101      | 573           | 108      | 900                            |
|                    |       |        |                                                                                      | −93      |                                            | −124     |               | −102     |                                |
| $4$                |       |        | 648                                                                                  | 110      | 770                                        | 120      | 688           | 130      | 800                            |
|                    |       |        |                                                                                      | −112     |                                            | −150     |               | −118     |                                |
| $5$                |       |        | 862                                                                                  | 143      | 1028                                       | 161      | 913           | 171      | 700                            |
|                    |       |        |                                                                                      | −150     |                                            | −197     |               | −162     |                                |

Примечание. Положительные значения соответствуют зоне отставания, а отрицательные значения – зоне опережения в очаге деформации.

зиции качества проката схема напряженного состояния с преобладанием высоких сжимающих напряжений. Например, нормальные напряжения  $\sigma_x$  в очаге деформации горизонтальных валков при изменении температуры балки от 1040 до 700 °С возрастают от 610 до 862 МПа, а нормальные напряжения  $\sigma_z$  на контактной поверхности вертикального валка изменяются от 514 до 913 МПа. Высокие сжимающие напряжения имеют место в очаге деформации двутавровой заготовки и в направлении других осей координат. Такая схема напряженного состояния в очаге деформации заготовки в универсальной клетке будет способствовать интенсивной проработке литого металла по всему сечению балки с завариванием несплошностей и пор, предотвратит раскрытие поверхностных трещин, т.е. позволит получить балки высокого качества. Износ торцевой поверхности горизонтального валка, определяющий качество балки, зависит от величины касательных напряжений в зоне контакта боковой поверхности горизонтального валка с полкой балки. Величина этих напряжений существенно зависит от разности скоростей металла и точек торцевой поверхности горизонтального валка в зоне контакта, а также от температуры металла. Так, например, при снижении температуры металла с 1040 до 700 °С касательные напряжения изменяются от 84 до 197 МПа, а нормальные напряжения  $\sigma_z$  при этом возрастают от 544 до 1028 МПа.

Для определения напряжений в валках рабочих клетей использованы зависимости и алгоритм решения краевых задач теории упругости методом конечных элементов в объемной постановке [3, 4].

Результаты расчета напряженного состояния валков от усилия прокатки представлены для их поверхностного слоя вблизи очага деформации. Положение сечений, где приведены напряжения, указаны на рис. 3.

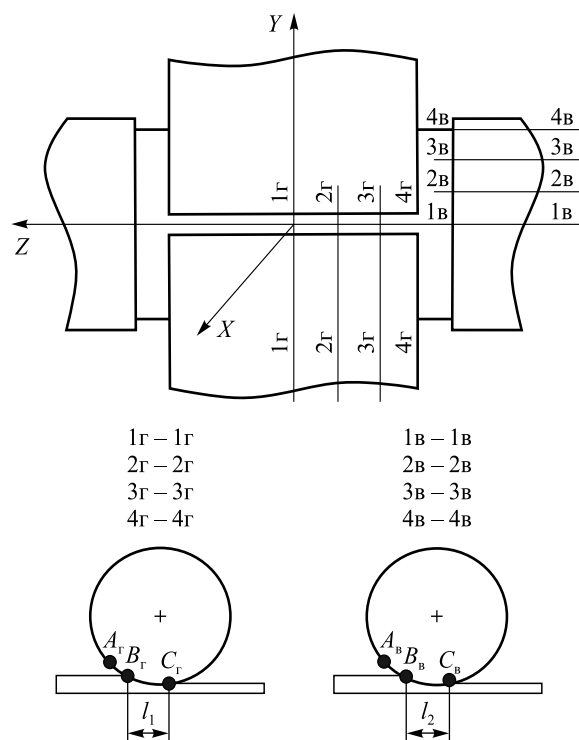


Рис. 3. Положение сечений и линий в валках, где приведены эпюры радиальных и тангенциальных напряжений (напряжения для горизонтального валка приведены на развертке линий  $A_\Gamma - B_\Gamma - C_\Gamma$ ; для вертикального валка – на развертке линий  $A_B - B_B - C_B$ )

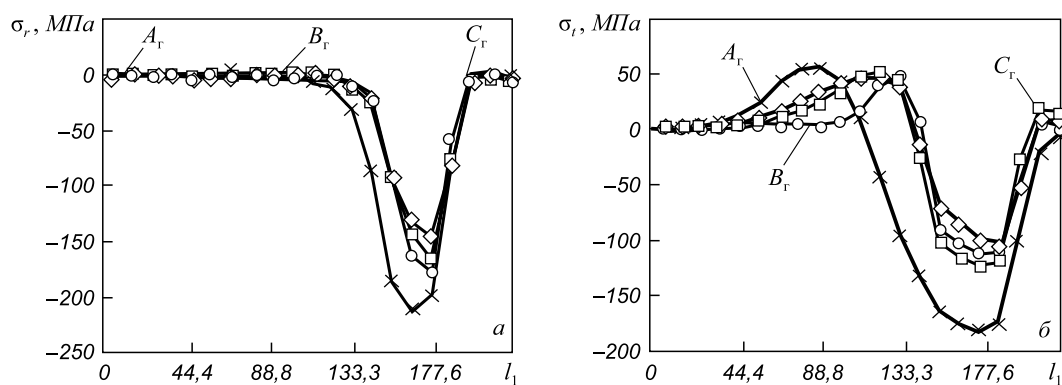


Рис. 4. Эпюры радиальных  $\sigma_r$  (а) и тангенциальных  $\sigma_t$  (б) напряжений на поверхности горизонтального вала вблизи очага деформации при прокатке двутавровой балки 30Ш в клети ГУК 1 (проход 3) при температуре прокатки 1040 °С:

◇ – 1г; □ – 2г; ○ – 3г; × – 4г

Таблица 2

### Максимальные радиальные и тангенциальные напряжения в вертикальных и горизонтальных валах

| Вариант расчет | Клеть | Проход | Значения напряжений, МПа, в горизонтальных/вертикальных валах |            |            | $T_m, ^\circ\text{C}$ |
|----------------|-------|--------|---------------------------------------------------------------|------------|------------|-----------------------|
|                |       |        | $\sigma_r$                                                    | $\sigma_t$ | $\sigma_t$ |                       |
| 1              | ГУК 1 | 3      | -213/-300                                                     | 56/54      | -183/-231  | 1040                  |
| 2              |       | 5      | -231/-284                                                     | 59/51      | -191/-220  | 980                   |
| 3              | ГУК 2 | 7      | -220/-257                                                     | 37/23      | -208/-245  | 900                   |
| 4              |       |        | -258/-300                                                     | 43/26      | -244/-287  | 800                   |
| 5              |       |        | -354/-413                                                     | 59/36      | -336/-394  | 700                   |

Поскольку определяющими напряжениями являются радиальные и тангенциальные, то на рис. 4 приведены только эти напряжения. Напряжения приведены на развертке дуг, указанных на рис. 3.

Ось абсцисс совпадает с направлением прокатки. В табл. 2 представлены значения максимальных радиальных и тангенциальных напряжений для всех рассчитанных вариантов.

Из представленных рисунков и таблицы следует, что радиальные напряжения не превышают 300 МПа. Причем эти напряжения выше в вертикальных валах. В случае понижения температуры прокатки в клети ГУК 2 с 900 до 700 °С радиальные напряжения увеличиваются в 1,6 раза, которые являются напряжениями сжатия и действуют в области очага деформации.

Тангенциальные напряжения в области очага деформации являются также сжимающими. Они существенно зависят от температуры прокатываемого металла. При изменении температуры металла от 1040 до 700 °С тангенциальные сжимающие напряжения в горизонтальных валах в области очага деформации возрастают от 183 до 336 МПа, а в вертикальных валах – от 231 до 394 МПа. Напряжения растяжения в валах возникают в области их входа в очаг деформации – участки  $A_r - B_r$  и  $A_b - B_b$  (рис. 3). Растягивающие тангенциальные напряжения достигают своего максимального значения на расстоянии примерно, равном одной трети длины очага деформации, величина которых не превышает 60 МПа.

Выводы. Поставлена и решена задача одновременного определения напряженно-деформированного состояния двутавровой заготовки и валков при прокатке широкополочной балки в клетях универсально-балочного стана. Определены максимальные значения нормальных и касательных напряжений в очагах деформации и напряжения в вертикальных и горизонтальных валах.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лехов О.С., Комратов Ю.С. Совмещенные процессы непрерывного литья и деформации для производства проката. – Екатеринбург: УГТУ – УПИ, 2009. – 411 с.
2. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel.6.0. <http://www.cadferm.ru>
3. Комратов Ю.С., Лехов О.С. // Производство проката. 2007. № 7. С. 17 – 19.
4. Работнов Ю.И. Механика деформируемого твердого тела. – М.: Наука, 1979. – 744 с.

© 2014 г. Лехов О.С.  
Поступила 8 мая 2014 г.

## STUDY OF STRESS-STRAIN STATE OF THE ROLLS DURING ROLLING OF BAND-BEAM IN THE STANDS OF UNIVERSAL BEAM MILL

**Lekhov O.S.**, Dr. Sci. (Eng.), Professor (MXLehov38@yandex.ru)

### REFERENCES

**Russian State Professional Pedagogical University** (11, Mechanical Engineers str., Yekaterinburg, 620012, Russia)

**Abstract.** The results of solving the problem of simultaneous determination of the stresses in the deformation zone and horizontal rolls in the rolling-beam in the stands universal beam mill are described. The regularities of the distribution of normal and tangential stresses in the deformation of the beam, and the voltage in the rolls of the rolling force are determined.

**Keywords:** beam, rolling, the stress-strain state, the vertical and horizontal rolls, finite element method, the modulus of elasticity, resistance to plastic deformation, the tangential and radial stresses.

1. Lekhov O.S., Komratov Yu.S. *Sovmeshchennye protsessy nepre-ryvnogo lit'ya i deformatsii dlya proizvodstva prokata* [The combined processes of continuous casting and deformation for production of rolled products]. Ekaterinburg: UGTU – UPI, 2009. 411 p. (In Russ.).
2. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel.6.0. Available at: <http://www.cadfer.ru>.
3. Komratov Yu.S., Lekhov O.S. Calculation of stresses from the rolling forces in the vertical and horizontal rolls of the universal stand-beam mill. *Proizvodstvo prokata*. 2007, no. 7, pp.17–19. (In Russ.).
4. Rabotnov Yu.I. *Mekhanika deformiruemogo tverdogo tela* [Mechanics of deformable solids]. Moscow: Nauka, 1979. 744 p. (In Russ.).

Received May 8, 2014

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ПО ШИРИНЕ ПОЛОСЫ ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ\*

*Урицкий А.Г.<sup>1</sup>, аспирант*

*Редикульцев А.А.<sup>2</sup>, к.т.н., доцент (redikultsev@mail.ru)*

*Смирнов С.В.<sup>1</sup>, д.т.н., зам. директора, старший научный сотрудник*

*Лобанов М.Л.<sup>2</sup>, д.т.н., профессор*

*Русаков Г.М.<sup>2,3</sup>, к.ф.-м.н., доцент, старший научный сотрудник*

<sup>1</sup> Институт машиноведения УрО РАН

(620219, Россия, Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34)

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

<sup>3</sup> Институт физики металлов УрО РАН

(620219, Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18)

**Аннотация.** При горячей прокатке ферритной стали в поверхности основного объема полосы формируется текстура деформации (110)[001], которая рассеивается при появлении равноосной рекристаллизованной зеренной структуры. При реализации поперечного течения материала (в прикромочных областях) в процессе горячей прокатки в поверхностных слоях формируется устойчивая ориентировка {112}<110>. Скорость охлаждения кромок полосы существенно отличается от скорости охлаждения середины, что практически исключает протекание рекристаллизационных процессов и, соответственно, сохраняет вытянутую деформированную (полигонизованную) зеренную структуру, имеющую в чистом виде текстуру деформации.

**Ключевые слова:** текстура, горячая прокатка, технический сплав Fe – 3 % Si, ориентационная микроскопия, прямая полюсная фигура.

Одним из возможных путей придания металлическим материалам с ОЦК-решеткой уникального комплекса физико-механических свойств является создание в этих материалах кристаллографической текстуры при прокатке. Формирование текстуры, как правило, происходит вследствие деформации, которая соответствует определенному напряженному состоянию.

В процессе интенсивного пластического течения плотность дислокаций возрастает на несколько порядков. Само по себе движение решеточных дислокаций не вызывает изменений в ориентации кристалла. Переориентировка связана с затруднением скольжения вследствие стесненности деформации из-за жесткого крепления образца или трения на опорах, неоднородности деформационной структуры и т.д. [1 – 3].

Реальная схема деформации при прокатке является достаточно сложной [1, 2, 4]. Однако при холодной прокатке упрощенно ее можно свести к растяжению вдоль направления прокатки и сжатию по нормали к плоскости листа [5]. При таком упрощении максимальные касательные напряжения должны возникать в плоскостях, лежащих под углом 45° к направлению прокатки и пересекающихся по направлению, параллельному оси валков. Реализация скольжения по системам, имеющим

максимальный фактор Шмида, приводит к формированию в ферритной стали устойчивых ориентировок {001}<110>, {111}<110>, {112}<110> или условно устойчивых ориентировок типа {111}<112> [6].

При горячей прокатке существенно возрастает трение между полосой и валками, что изменяет напряженное состояние и, как следствие, приводит к формированию в поверхностных слоях ферритной стали стабильной ребровой ориентировки (110)[001], абсолютно неустойчивой при холодной прокатке [7, 8]. Однако в определенных ситуациях напряженное состояние принципиально не может рассматриваться как двухмерное (например, деформация кромки полосы в процессе прокатки).

Целью настоящей работы являлось исследование формирования текстуры и структуры ферритной стали при горячей прокатке по ширине полосы и их взаимосвязь с особенностями напряженного состояния.

Для исследования от середины (по длине) горячей катаной полосы толщиной 2,5 мм, полученной на непрерывном широкополосном стане, промышленного сплава Fe – 3 % Si с однофазной ферритной структурой (электротехническая анизотропная сталь нитридно-медного варианта ингибирования [9, 10]) отбирали полноширинный лист (шириной примерно 1060 мм).

Состав стали контролировали путем химического и рентгеноспектрального анализов: 0,034 % C, 3,19 % Si, 0,017 % Al, 0,011 % N, 0,32 % Mn, 0,007 % S, 0,49 % Cu,

\* Работа выполнена на оборудовании лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» ЦКП УрФУ в рамках программы РАН (тема «Структура»).

0,009 % Р, 0,02 % Сг, 0,02 % Ni, 0,003 % Ti (по массе). Главной особенностью сплава является стабильность  $\alpha$ -фазы с ОЦК-решеткой в широком диапазоне температур. Это позволяет исследовать процессы деформации и рекристаллизации (без влияния на них фазовых превращений).

Из отобранного листа, начиная от самой кромки, перпендикулярно направлению прокатки с шагом 30 мм вырезали образцы для проведения исследований. Металлографические шлифы готовили с плоскости, содержащей направление прокатки и направление нормали к плоскости листа. Металлографический анализ проводили на аппарате Neophot 2М. По данным оптической металлографии отбирали образцы для проведения ориентационной микроскопии. Исследования микроструктуры и текстуры проводили на электронном микроскопе JEOL JSM6490LV с приставкой Oxford Instruments (EBSD).

В качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением холодной прокатки (НП), нормалью к ее плоскости (НН) и перпендикулярным им направлением (ПН), которое совпадает с осью валков; все три направления образуют правую тройку векторов.

Результаты проведенного металлографического исследования (рис. 1) показывают, что микроструктура образцов, отобранных на различном расстоянии от кромки горячекатаной полосы, существенно отличается. В образце, ближайшем к кромке, по всему сечению полосы микроструктура представлена вытянутыми в направлении горячей прокатки деформированными полигонизованными зернами размерами в направлении нормали к плоскости прокатки 10 – 100 мкм (рис. 1, а). Отсутствие в микроструктуре продуктов распада аусте-

нита показывает, что деформация проходила в практически однофазном (ферритном) состоянии.

При удалении от кромки в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, микроструктура образцов заметно меняется (рис. 1, б, в). В подповерхностной области образцов фиксируются сравнительно равноосные рекристаллизованные зерна, размеры которых увеличиваются по мере продвижения в глубь (по ширине) горячекатаной полосы. Также расширяется область, в которой фиксируются рекристаллизованные кристаллиты. Очевидно, что появление и расширение рекристаллизованной области соответствует изменению температуры по ширине полосы стали при горячей прокатке.

Проведенные исследования ориентировок зерен в подповерхностной области горячекатаной полосы показали, что текстура материала, также как и структура, сильно зависит от положения образца по ширине полосы (рис. 2). Образцы, отобранные от края полосы, характеризуются наличием в поверхностном слое сравнительно совершенной текстуры  $\{112\}<110>$  (рис. 2, а). При дальнейшем продвижении от кромки в глубь полосы в направлении, перпендикулярном направлению горячей прокатки, на расстоянии 35 – 70 мм тип текстуры в подповерхностном слое остается тем же. При этом наблюдается существенное рассеяние ориентировок (рис. 2, б), очевидно, связанное с прохождением процесса рекристаллизации (рис. 1, б). В подповерхностном слое образцов, отобранных на еще большем расстоянии от кромки, устойчиво фиксируется ориентировка, близкая к ребровой, –  $(110)[001]$  с сильным рассеянием (рис. 2, в). При этом основное рассеяние текстуры – это отклонение кристаллографической оси  $[001]$  от направления прокатки на угол до  $35^\circ$  в обе стороны вокруг на-

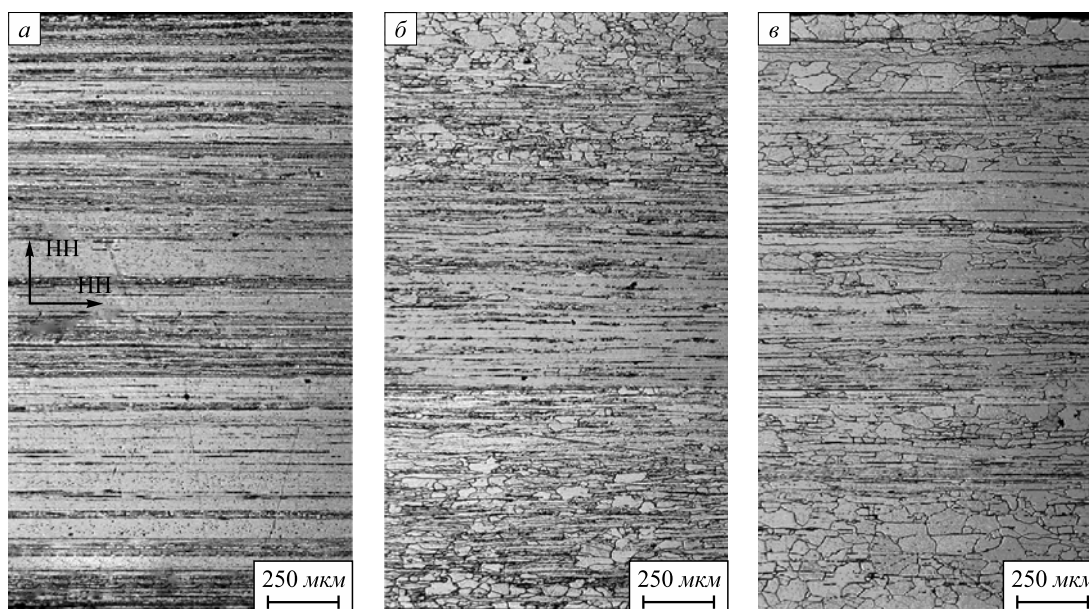


Рис. 1. Микроструктура горячекатаной полосы технического сплава Fe – 3 % Si на расстоянии 5 мм (а), 35 мм (б) и 70 мм (в) от кромки (показана вся толщина полосы)

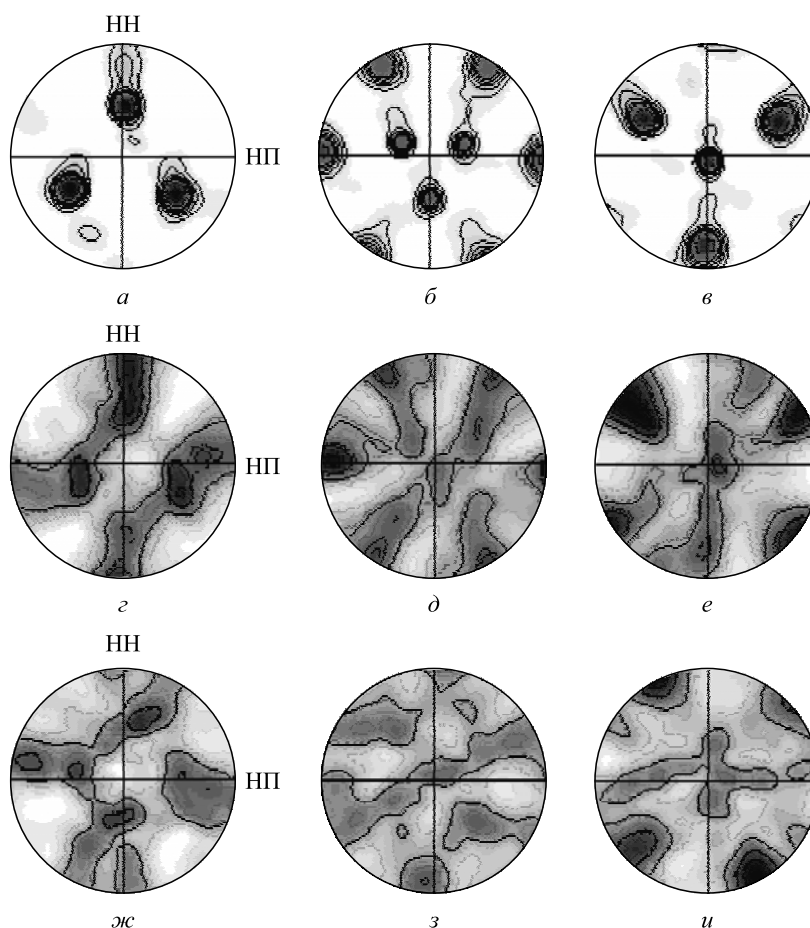


Рис. 2. Прямые полюсные фигуры, полученные с подповерхностной области образцов (1/10 – 1/4 толщины) горячекатаной полосы технического сплава Fe – 3 % Si на расстоянии 5 мм (*а – в*), 35 мм (*г – е*) и 70 мм (*ж – з*) от кромки:  
*а, г, ж* – {100}; *б, д, з* – {110}; *в, е, и* – {111}

правления, перпендикулярного направлению прокатки (до ориентировок  $\{110\}\langle 112 \rangle$ ).

В работе [8] показано, что в полосах технического сплава Fe – 3 % Si текстура поверхностного слоя (примерно до 1/6 – 1/8 толщины), формирующаяся при горячей прокатке, всегда стремится к ориентировке (110)[001] при любом исходном текстурном состоянии. Этот факт объясняется действием сил трения между полосой и валками: именно благодаря силам трения в поверхности формируется такое напряженное состояние, стабильной для которого является ориентировка (110)[001].

В проведенных исследованиях часто наблюдали картину, когда вытянутый в направлении горячей прокатки полигонизованный кристаллит «зажат» между рекристаллизованными зернами (рис. 3, *а*). Эти полигонизованные кристаллиты, как правило, имеют практически точную ребровую ориентировку (110)[001] (рис. 3, *б*). По-видимому, данный факт может быть объяснен тем, что только острая ребровая ориентировка, образованная при горячей прокатке в подповерхностном слое материала, имеет самый маленький стимул к рекристаллизации. Действительно, ориентировки, стабильные для данного напряженного состояния, запасают

меньшую энергию деформации и при дальнейшем отжиге должны быть менее склонны к рекристаллизации. Например, стабильной при холодной прокатке является ориентировка деформационного куба  $\{100\}\langle 011 \rangle$ , которая имеет минимальный стимул к рекристаллизации, а при первичной рекристаллизации претерпевает лишь незначительное рассеяние [например, 11].

Таким образом, для описания процесса формирования при горячей прокатке текстуры подповерхностного ребрового слоя (примерно до 1/6 толщины) можно предложить следующий механизм. Ориентировка (110)[001] в поверхности является стабильной при горячей прокатке, следовательно, запасает меньшую энергию деформации и при отжиге должна иметь меньший стимул к первичной рекристаллизации, чем другие зерна. Если температуры таковы, что рекристаллизация происходит, то данные объемы должны рекристаллизоваться в ориентировки, близкие к ребровой: то есть рассеяние ориентировки (110)[001] в подповерхностной зоне горячекатаной полосы является результатом процесса рекристаллизации, что, как показано выше, – экспериментальный факт. Естественно, этот процесс усложняется тем, что одновременно в материале идут процессы статической и динамической рекристаллизации, а так-

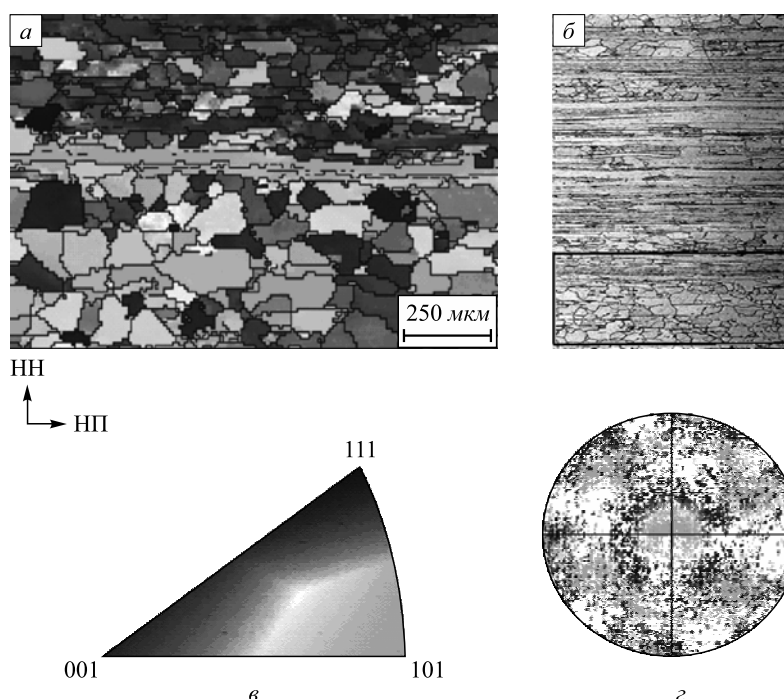


Рис. 3. Микроструктура и текстура подповерхностного слоя горячекатаной полосы технического сплава Fe – 3 % Si: *a* – ориентационная карта подповерхностной области; *б* – примерное место съемки в структуре подката; *в* – стереографический треугольник к ориентационной карте (ориентировки показаны цветом); *г* – прямая полюсная фигура {110} с сохранением цветов ориентировок в соответствии с ориентационной картой

же полигонизации. Это приводит к появлению в этом слое многокомпонентной текстуры.

Отличие кромочной области горячекатаной полосы заключается в возможности материала «течь» в поперечном направлении. Напряжения, возникающие в материале вследствие наличия поперечной составляющей силы трения, оказываются неуравновешенными. В процессе деформации должны включаться источники, испускающие дислокации и имеющие вектор Бюргерса с компонентой, перпендикулярной к направлению прокатки и нормали к плоскости прокатки. По-видимому, данные системы скольжения «вращают» кристаллическую решетку зерен к наиболее стабильному состоянию (наиболее симметричному) для данного напряженного состояния: к ориентировке  $\{112\}\langle 110 \rangle$ .

**Выводы.** При горячей прокатке ферритной стали в поверхности основного объема полосы формируется текстура деформации  $(110)[001]$ , которая рассеивается при появлении равноосной рекристаллизованной зеренной структуры. При реализации поперечного течения материала (в прикромочных областях) в процессе горячей прокатки в поверхностных слоях формируется устойчивая ориентировка  $\{112\}\langle 110 \rangle$ . Скорость охлаждения кромок полосы существенно отличается от скорости охлаждения середины, что практически исключает протекание рекристаллизационных процессов и, соответственно, сохраняет вытянутую деформи-

рованную (полигонизованную) зеренную структуру, имеющую в чистом виде текстуру деформации.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А. Теория образования текстур в металлах и сплавах. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
2. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. – М.: изд. МИСИС, 1997. – 525 с.
3. Рекристаллизация металлических материалов / Под ред. Ф. Хесснера. – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.
4. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
5. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A. and Kagan I.V. // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. № 3. P. 219 – 224.
6. Лифанов В.Ф. Прокатка трансформаторной стали. – М.: Металлургия, 1975. – 200 с.
7. Гольдштейн В.Я., Пашенко С.В., Гражданкин С.Н. и др. // ФММ. 1980. Т. 50. № 6. С. 1213 – 1217.
8. Shimizu Y., Ito Y., Iida Y. // Met. Trans. 1986. Vol. 17A. August. P. 1323 – 1334.
9. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. // Metal Science and Heat Treatment. 2011. Vol. 53. № 7 – 8. P. 326 – 332.
10. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. // Metal Science and Heat Treatment. 2011. Vol. 53. № 7 – 8. P. 355 – 359.
11. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. and Kagan I.V. // The Physics of Metals and Metallography. 2011. Vol. 111. № 6. P. 587 – 591.

© 2014 г. Урицкий А.Г., Редикутьцев А.А.,  
Смирнов С.В., Лобанов М.Л., Русаков Г.М.  
Поступила 29 июля 2013 г.

## STRUCTURE AND TEXTURE FORMATIONS EDGEWISE OF FERRITIC STEEL BAND BY HOT ROLLING

Uritskii A.G.<sup>1</sup>, Postgraduate

Redikul'tsev A.A.<sup>2</sup>, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor  
(redikul'tsev@mail.ru)

Smirnov S.V.<sup>1</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Deputy Director; Senior research

Lobanov M.L.<sup>2</sup>, Dr. Sci. (Eng.), Professor

Rusakov G.M.<sup>2,3</sup>, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior research, Assist. Professor

<sup>1</sup> Institute of Engineering Sciences of Ural Branch of the Russian Academy of Science (34, Komsomolskaya str., Ekaterinburg, 620219, Russia)

<sup>2</sup> Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yel'tsin (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

<sup>3</sup> Institute of Physics of Metals of Ural Branch of the Russian Academy of Science (18, S. Kovalevskaya str., Ekaterinburg, 620219, Russia)

**Abstract.** The deformation structure (110)[001] is formed on the surface of a band bulk during the hot rolling of ferric steel. The deformation is spread at an equiaxed recrystallized grain structure. During implementing a cross-flow of the material (in an edge zone) in a hot rolling process a stable orientation {112}<110> is formed in surface layers. Cooling rate of the band edge differs considerably from the velocity in the middle of the band. That in turn excludes the recrystallization process, and therefore keeps prolate deformed (polygonized) grain structure, which has the deformation texture in the pure state.

**Keywords:** texture, hot rolling, Fe – 3 % Si technical alloy, orientation microscopy, straight pole figure.

### REFERENCES

1. Vishnyakov Ya.D., Babareko A.A. *Teoriya obrazovaniya tekstur v metallakh i splavakh* [Theory of texture formations in metals and alloys]. Moscow: Nauka, 1979. 343 p. (In Russ.).
2. Shtremel' M.A. *Prochnost' spлавov* [Alloy strength]. Part 2. Moscow: izd. MISIS, 1997. 525 p. (In Russ.).
3. *Rekristallizatsiya metallicheskih materialov* [Recrystallization of metallic materials]. Hessner F. ed. Moscow: Metallurgiya, 1982. 352 p. (In Russ.).
4. Honikomb R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov* [Plastic deformation of metals]. Moscow: Mir, 1972. 408 p. (In Russ.).
5. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A. and Kagan I.V. Reorientation of body-centered cubic single crystals in cold rolling. *Steel in Translation*. 2010. Vol. 40, no. 3, pp. 219–224.
6. Lifanov V.F. *Prokatka transformatornoi stali* [Rolling of transformer steel]. Moscow: Metallurgiya, 1975. 200 p. (In Russ.).
7. Gol'dshteyn V.Ya., Pashchenko S.V., Grazhdankin S.N. Structure formation in hot rolling of Fe – 3 % Si alloy. *Physics of Metals and Metallography*. 1980. Vol. 50, no. 6, pp. 1213–1217. (In Russ.).
8. Shimizu Y., Ito Y., Iida Y. Formation of the Goss Orientation Near the Surface of 3 Pct Silicon Steel During Hot Rolling. *Met. Trans.* 1986. Vol. 17A, August, pp. 1323–1334.
9. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part I. History of development. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. Vol. 53, no. 7–8, pp. 326–332.
10. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Electrotechnical anisotropic steel. Part II. State-of-the-art. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. Vol. 53, no. 7-8, pp. 355–359.
11. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. and Kagan I.V. Deformation Twinning Related Features of Primary Recrystallization of (110)[001] Single Crystals of the Fe – 3 % Si – 0.5 % Cu Alloy. *The Physics of Metals and Metallography*. 2011. Vol. 111, no. 6, pp. 587–591.

**Acknowledgements.** The work was carried out on laboratory equipment of “Structural analysis methods and properties of materials and nano-materials” NBI UFU within the framework of the RAS contract (theme “Structure”).

Received July 29, 2013

# ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.046:536.331

## МЕТОД РАСЧЕТА ВЗАИМНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ИЗЛУЧЕНИЯ В МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ АГРЕГАТОВ, ОСНОВАННЫЙ НА ДИСКРЕТИЗАЦИИ ПО НАПРАВЛЕНИЯМ

*Маликов Г.К., д.т.н., старший научный сотрудник*  
*Лисиенко В.Г., д.т.н., профессор (lisienko@mail.ru)*  
*Тутаев А.А., старший преподаватель*

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

**Аннотация.** Предложено развитие метода дискретизации направлений с целью его адаптации для получения взаимных поверхностей при расчете теплообмена излучением зональным методом. Преимуществом алгоритма расчета является быстрое, по сравнению с численным интегрированием, получение элементов матрицы прямых взаимных поверхностей, отвечающих за взаимодействие между поверхностными и объемными зонами. Проведено сравнение по точности и быстродействию с методом численного интегрирования на примере моделирования теплообмена в экспериментальной печи.

**Ключевые слова:** теплообмен излучением, зональный метод, матрица прямых взаимных поверхностей, дискретизация по направлениям.

Математическое моделирование теплообмена излучением в печах для термической обработки металла играет существенную роль при их проектировании и эксплуатации. К настоящему времени сложилось несколько подходов к моделированию теплообмена излучением. Коммерческие программы, сочетающие в себе расчет теплообмена излучением с расчетом гидродинамики, горения и других физических процессов, как правило, используют конечноэлементные методы: метод конечных объемов и т.д. Особенность этих методов заключается в полном расчете всех видов переноса энергии в системе на достаточно мелкой сетке разбиения при жестко заданных граничных условиях. Другой подход состоит в разбиении всех поверхностей и рабочего объема системы на некоторое число относительно крупных зон с дальнейшим получением для данного разбиения матрицы  $\overline{ss}$  прямых (в случае неотражающих зон) либо общих (в случае отражающих) взаимных поверхностей зон. Элементы  $\overline{s_i s_j}$  этой матрицы позволяют достаточно просто вычислить тепловой поток, которым обмениваются зоны  $s_i$  и  $s_j$ . В настоящей работе рассматривается представление о прямых взаимных поверхностях – Direct Exchange Areas (DEA) [1].

### Существующие методы получения матрицы DEA

В практических задачах основным методом нахождения элементов матрицы DEA является двойное численное интегрирование по площади либо по объему [1]. Очевидно, что при таком подходе большое число объемных и поверхностных зон, формирующих

сложную геометрическую конфигурацию, существенно увеличивает требуемый объем вычислений. Кроме этого, путь каждого луча в системе должен быть отслежен до его пересечения с ближайшей непрозрачной поверхностью, что также требует большого количества времени.

Для расчета искомой матрицы также используется метод Монте-Карло [2], но при этом для достижения достаточной точности определения требуемой матрицы необходимо выполнить большое число статистических испытаний, что увеличивает объем вычислений.

### Вычисление матрицы DEA методом дискретизации направлений

Особенностью предложенной методики расчета матрицы DEA является сокращение количества отслеживаемых лучей за счет использования информации, собранной при вычислении одних элементов матрицы (типа «поверхность–поверхность»), для нахождения других элементов (типа «поверхность–объем» и «объем–объем»). Впервые эта мысль была развита в работе Lockwood [3] применительно к методу конечных элементов и в более ранних работах В.Г. Лисиенко [2, 4] применительно к методу Монте-Карло.

В рамках зонального метода выбор направлений излучения определяется геометрической конфигурацией зон системы. Для повышения точности вычисления целесообразно разбить все поверхностные зоны в системе на относительно небольшие участки (подзоны) и в качестве направлений распространения излучения

выбрать линии, соединяющие геометрические центры полученных подзон.

Пример такого разбиения для двумерного случая изображен на рис. 1.

В системе выделены поверхностные  $s_1, s_2, s_3, \dots, s_i$  и объемные  $g_1, g_2, g_3, \dots, g_k$  зоны. Пусть поверхностная зона  $s_i$  разбита на  $M_i$  подзон, обозначенных  $s_i^1, s_i^2, \dots, s_i^m, \dots, s_i^{M_i}$ . Аналогично, пусть зона  $s_j$  разбита на  $N_j$  подзон:  $s_j^n, n = 1, \dots, N_j$ . Будем считать, что весь поток излучения от подзоны  $s_i^m$  на подзону  $s_j^n$  испускается вдоль направления, соединяющего их геометрические центры.

Для получения взаимной поверхности двух поверхностных зон  $s_i$  и  $s_j$  (рис. 1) необходимо вычислить сумму величин вида  $\overline{s_i^m s_j^n}$  ( $m = 1, \dots, M_i, n = 1, \dots, N_j$ ):

$$\overline{s_i s_j} = \sum_{m=1}^{M_i} \sum_{n=1}^{N_j} \overline{s_i^m s_j^n}.$$

Для каждой пары подзон  $s_i^m$  и  $s_j^n$  вычисляются значения  $k^*$  и  $L^*$ , максимально удовлетворяющие соотношению

$$\overline{s_i^m s_j^n} = e^{-k^* L^*} \int_{A_{m_i}} \int_{A_{n_j}} \frac{\cos \theta_i \cos \theta_j}{\pi L^2} dA_{n_j} dA_{m_i} = e^{-k^* L^*} A_{m_i} \Psi_{m_i n_j},$$

где  $\Psi_{m_i n_j}$  – угловой коэффициент с подзоны  $s_i^m$  на подзону  $s_j^n$  при условии прозрачной среды между ними.

Значения  $k^*, L^*$  предлагается вычислять по формуле

$$k^* L^* = k_1 L_1 + k_2 L_2 + \dots + k_r L_r + \dots + k_R L_R = \sum_{r=1}^R k_r L_r;$$

здесь  $k_r$  – коэффициент поглощения излучения в объемной зоне, находящейся на пути луча от  $s_i^m$  к  $s_j^n$ ;  $L_r$  – длина пути луча в объемной зоне;  $R$  – количество объемных зон, которые пересекает луч на своем пути.

Таким образом, прямая взаимная поверхность двух поверхностных зон может быть найдена по формуле

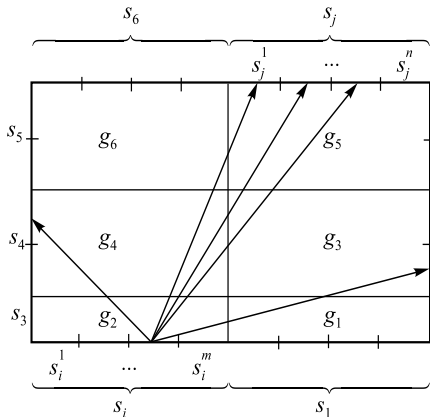


Рис. 1. Пример выделения поверхностных и объемных зон и подзон в системе

$$\overline{s_i s_j} = \sum_{m=1}^{M_i} \sum_{n=1}^{N_j} e^{-\sum_{r=1}^R k_r L_r} A_{m_i} \Psi_{m_i n_j}.$$

Элементы матрицы прямых взаимных поверхностей вида «поверхность–объем» целесообразно находить параллельно с отслеживанием лучей, соединяющих поверхностные зоны.

Обозначим пересекаемые лучом на своем пути с подзоны  $s_i^m$  на подзону  $s_j^n$  объемные зоны верхними индексами  $r = 1, \dots, R$ , т.е., если луч пересекает на своем пути зоны  $g_2, g_3, g_4, g_5$  (как на рис. 1), то переобозначим эти зоны  $g^1, g^2, g^3, g^4$  и будем рассматривать их далее под такими обозначениями (рис. 2).

Пусть луч на своем пути пересекает объемную зону  $g^h$  ( $1 \leq h \leq R$ ) и эта зона отсекает от луча отрезок длиной  $L_h$ . В этом случае поток, поглощенный зоной  $g^h$ , определяется как часть первоначального потока с подзоны  $s_i^m$  на подзону  $s_j^n$ , равного

$$Q_m = E_b A_{m_i} \Psi_{m_i n_j},$$

где  $A_{m_i}$  – площадь ячейки (подзоны)  $s_i^m$ ;  $E_b$  – интенсивность излучения абсолютно черного тела.

Согласно закону Бугера, доля излучения  $Q_m$ , поглощенного зоной  $g^h$ , составит

$$\gamma_{\text{погл}} = \frac{Q_m e^{-\sum_{r=1}^{h-1} k_r L_r} (1 - e^{-k_h L_h})}{Q_m}.$$

Следовательно, вклад излучения с подзоны  $s_i^m$  на подзону  $s_j^n$  в прямую взаимную поверхность зон  $s_i$  и  $s_j$  будет равен

$$\overline{s_i^m s_j^n} = \frac{Q_m \gamma_{\text{погл}}}{E_b} = A_{m_i} \Psi_{m_i n_j} e^{-\sum_{r=1}^{h-1} k_r L_r} (1 - e^{-k_h L_h}).$$

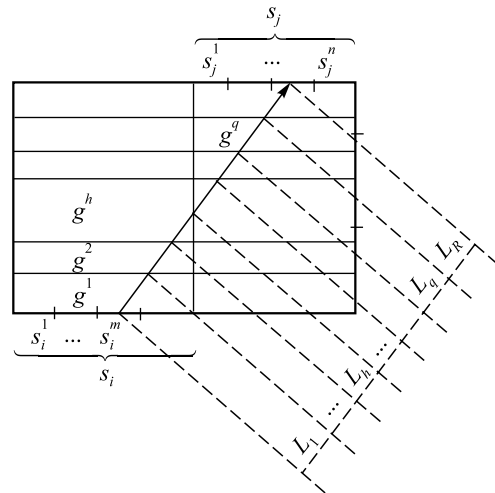


Рис. 2. Иллюстрация к нахождению элементов матрицы DEA методом дискретизации по направлениям

Сложив все вклады по индексам  $n, t$  и  $j$ , получим полную величину прямой взаимной поверхности зон  $s_i$  и  $g^h$ :

$$\overline{s_i g^h} = \sum_{j=1}^J \sum_{m_i=1}^{M_i} \sum_{n_j=1}^{N_j} \overline{s_i g_{s_i^m \rightarrow s_j^n}^h} =$$

$$= \sum_{j=1}^J \sum_{m_i=1}^{M_i} \sum_{n_j=1}^{N_j} A_{m_i} \psi_{m_i n_j} e^{-\sum_{r=1}^{h-1} k_r L_r} (1 - e^{-k_h L_h}).$$

Таким образом, прямая взаимная поверхность поверхностной зоны  $s_i$  и объемной зоны  $g^h$  вычисляется параллельно с отслеживанием лучей, соединяющих поверхностные подзоны с другими поверхностными подзонами, и не требует численного интегрирования по объемам и поверхностям зон.

По аналогии с вышеприведенными рассуждениями можно получить формулы для взаимных поверхностей между двумя объемными зонами.

В качестве тестового расчета был выбран пример системы, использованный несколькими исследователями [5, 6]. Система представляет собой прямоугольную область, моделирующую экспериментальную печь, построенную организацией International Flame Research Foundation (IFRF). Размеры печи составляют  $6 \times 2 \times 2$  м. Коэффициент поглощения в объемных зонах принят равным  $0,2 \text{ м}^{-1}$ . Температуры пода, свода и стен составили 320, 1090 и 1090 К соответственно, степени черноты – соответственно 0,86, 0,70 и 0,70.

В печи выделены по три зоны вдоль коротких сторон и девять зон вдоль длинной. Общее число поверхностных зон 126, объемных 81. Измеренные значения температур в объемных зонах представлены на рис. 3.

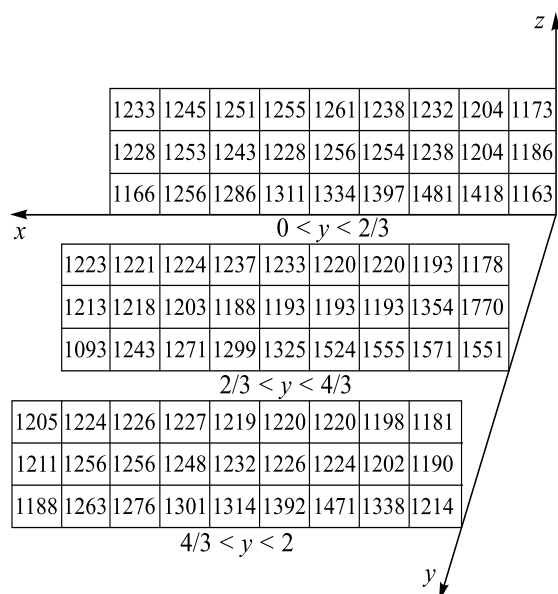


Рис. 3. Измеренные температуры, К, газовых зон в экспериментальной печи IFRF

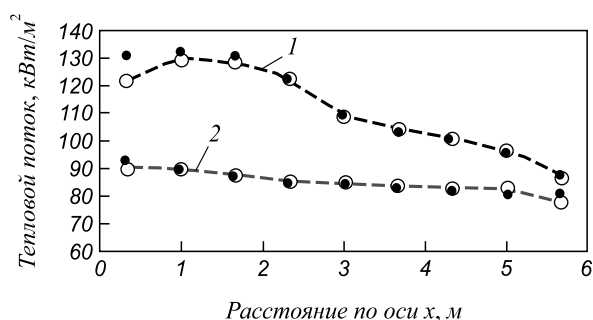


Рис. 4. Результаты математического моделирования процесса теплопереноса излучением в экспериментальной печи:  
1 и 2 – тепловой поток на под и свод печи соответственно; ● – численное интегрирование; ○ – метод дискретизации направлений

Исследуемым параметром является падающий тепловой поток на зоны свода и пода печи. Результаты сравнения различных методов моделирования показаны на рис. 4.

Среднее рассогласование результатов составило 1,42 % для зон пода и 1,12 % для зон свода печи. Для метода численного интегрирования средняя относительная ошибка определения взаимных поверхностей составила 2,9 %, для метода дискретных направлений – 0,07 %. Сравнение быстродействия двух использованных методов приведено ниже:

| Количество поверхностных зон |              |               |
|------------------------------|--------------|---------------|
| 56                           | 126          | 224           |
| Время расчета, с             |              |               |
| <u>2,2</u>                   | <u>58,6</u>  | <u>624,9</u>  |
| 0,3                          | 2,6          | 14,4          |
| Число лучей, тыс. шт         |              |               |
| <u>87,0</u>                  | <u>666,0</u> | <u>2963,0</u> |
| 3,1                          | 16,0         | 50,0          |

Примечание. В числителе приведены данные расчета по методу численного интегрирования, в знаменателе по методу дискретизации направлений.

**Выводы.** Предложен новый метод получения прямых взаимных поверхностей зон для расчета теплообмена излучением зональным методом. В основе метода лежит дискретизация направлений распространения излучения в системе. При этом для получения всех элементов матрицы достаточно отследить путь лучей, соединяющих поверхностные зоны между собой. Использование этого метода позволяет значительно сократить требуемый объем вычислений. Точность результатов работы метода сопоставима с точностью расчета с помощью численного интегрирования при сокращении времени вычисления более чем на порядок.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Modest M.F. Radiative Heat Transfer, Second Edition. Academic Press. – New York, 2003.

2. Лисиенко В.Г. Совершенствование и повышение эффективности энерготехнологий и производств (интегрированный энерготехнологический анализ: теория и практика). Т. 1. – М: Тепло-техник, 2008. – 608 с.
3. Lockwood F.C., Shah N.G. A new radiation solution method for incorporation in general combustion prediction procedures, Eighteenth Symposium on Combustion. The Combustion Institute, 1981.
4. Лисиенко В.Г., Журавлев Ю.А., Китаев Б.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1973. № 6. С. 131 – 135.
5. Hyde D.J., Truelove J.S. The Discrete Ordinates Approximation for Multidimensional Radiant Heat Transfer in Furnaces, AERE R-8502, AERE Harwell, UK, 1977.
6. Kim S.H., Huh K.Y. Assessment of the finite-volume method and the discrete ordinates method for radiative heat transfer in a three-dimensional rectangular enclosure, Numer. Heat Transfer. Part B 35 (1999), p. 85 – 112.

© 2014 г. Маликов Г.К., Лисиенко В.Г., Титаев А.А.  
Поступила 30 апреля 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 47–50.

## A NEW METHOD FOR CALCULATION OF EXCHANGE AREAS IN HIGH TEMPERATURE FURNACES, BASED ON DISCRET TRANSFER MODELLING

**Malikov G.R.,** Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher

**Lisienko V.G.,** Dr. Sci. (Eng.), Professor (lisienko@mail.ru)

**Titaev A.A.,** Senior Lecturer

Ural Federal University (19, Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russia)

**Abstract.** A new method based on discrete transfer modeling technique for calculating the direct exchange areas (DEA) in zonal method is presented. The key property of this method is fast DEA matrix evaluation. The computational time was found to be small in comparison to other methods for direct exchange areas evaluations based on numerical quadrature integration. The accuracy of the procedure is established by comparing the predictions with those based on the numerical integration on test case (IFRF furnace).

**Keywords:** radiative heat transfer, zonal method, direct exchanger area matrix, discrete transfer modelling, mud, impact resistance, abrasion strength, ferrite bond, silicate bond.

### REFERENCES

1. Modest M.F. *Radiative Heat Transfer*, Second Edition. Academic Press. New York, 2003.
2. Lisienko V.G. *Sovershenstvovanie i povyshenie effektivnosti energo-tekhnologii i proizvodstv (integrirovanniy energo-tehnologicheskii analiz: teoriya i praktika)* [Improved and effective energy technologies and industries (integrated energy-technological analysis: theory and practice)]. Vol.1. Moscow: Teploteknik, 2008. 608 p. (In Russ.).
3. Lockwood F.C., Shah N.G. A new radiation solution method for incorporation in general combustion prediction procedures. *Eighteenth Symposium on Combustion*. The Combustion Institute, 1981.
4. Lisienko V.G., Zhuravlev Yu.A., Kitaev B.I. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 1973, no. 6, pp. 131–135. (In Russ.).
5. Hyde D.J., Truelove J.S. *The Discrete Ordinates Approximation for Multidimensional Radiant Heat Transfer in Furnaces*. AERE R-8502. AERE Harwell. UK, 1977.
6. Kim S.H., Huh K.Y. Assessment of the finite-volume method and the discrete ordinates method for radiative heat transfer in a three-dimensional rectangular enclosure. *Numer. Heat Transfer: Part B* 35 (1999), pp. 85–112.

Received April 30, 2014

**ТЕМАТИЧЕСКАЯ ПОДБОРКА СТАТЕЙ  
«НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»  
к 80-летию Эдуарда Викторовича Козлова  
(продолжение, начало в № 6 и 8, 2014 г.)**

---

УДК 621.791.927:620

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ  
С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ**

*Полетика И.М., д.т.н., ведущий научный сотрудник (poletika@list.ru)*

*Крылова Т.А., к.т.н., младший научный сотрудник*

*Тетюцкая М.В., к.т.н., младший научный сотрудник*

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН**

(634021, Россия, Томск, пр. Академический, д. 2/4)

**Аннотация.** Методом электронно-лучевой наплавки карбидов вольфрама и хрома на ускорителе электронов и вторичной импульсной обработки низкоэнергетическими электронами сформирована нано- и ультрадисперсная зеренная структура, пронизанная системой наноразмерных пор. В зоне вторичного импульсного воздействия нанотвердость и модуль упругости достигают высоких значений. Формирование в поверхностном слое наноразмерной структуры с развитой системой пор предотвращает хрупкое разрушение покрытий.

**Ключевые слова:** электронно-лучевая наплавка, импульсная обработка, наноструктура, нанопоры, нанотвердость, износостойкость, разрушение.

Для повышения твердости, износостойкости, коррозионной стойкости, жаростойкости и других свойств поверхностных слоев металлов используются различные виды наплавки: электродуговая, электронно-лучевая, плазменная, лазерная. Дополнительное улучшение свойств может быть достигнуто путем термической обработки и введением в наплавленный слой различных легирующих компонентов. Однако традиционные способы улучшения структуры и свойств покрытий, в основном, исчерпали себя. Чтобы обеспечить качественный скачок свойств, нужно использовать новые приемы и технологии.

Решением вопроса может стать наноструктуризация покрытий – перевод их структурных элементов в нанометровый диапазон. Развитию нанотехнологий в последние годы уделяется большое внимание, результаты исследований нанокристаллических материалов обобщены в работах [1, 2]. Получение материалов в нанокристаллическом состоянии позволяет существенно изменять их свойства. Особый интерес представляет изменение механических свойств, определение которых в локальных объемах, соответствующих наноразмерам структурных составляющих, требует применения специальных методов, которые в настоящее время интенсивно развиваются. Вопросы наноиндентирования и нанотрибологии рассмотрены в работах [3 – 5].

Целью настоящей работы явилось изучение структуры и механических свойств покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки в пучке реля-

тивистских электронов, выпускаемом в атмосферный воздух [6 – 8], и последующей импульсной обработки низкоэнергетическим электронным пучком. Авторами работ [9, 10] выявлены и применены режимы импульсной электронно-лучевой обработки в вакууме, которые позволяют формировать слои с аморфной структурой нано- и субмикрорекристаллических размеров.

Первоначально методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ускоритель электронов ЭЛВ-6) на поверхности образца низкоуглеродистой стали Ст3 сформировали покрытия, в качестве наплавочных материалов использовали порошки карбидов хрома ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ), вольфрама (WC) и смесь порошка карбида вольфрама с модификатором (10 %  $\text{TiB}_2$ ). При ускоряющем напряжении электронов 1,4 МэВ ток пучка и скорость обработки составляли: при наплавке карбидом хрома 19,5 мА и 0,67 см/с, карбидом вольфрама – 29,9 мА и 1 см/с, смесью WC и  $\text{TiB}_2$  – 38,6 мА и 1 см/с соответственно. Полученные покрытия имели толщину 1,5 – 2,5 мм.

Электронно-лучевую импульсную обработку проводили на лабораторной установке «Solo» при ускоряющем напряжении 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов составляла 15 – 45 Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса излучения 200 мкс, частота следования импульсов 0,3 Гц, количество импульсов 1, 10 и 50.

Структуру исходных наплавленных слоев исследовали методом металлографии на микроскопе «Neophot» и методом электронной микроскопии на микроскопе ЭМ-125. Фазовый состав определяли на дифрактометре

ДРОН-2М в кобальтовом излучении. Распределение хрома и вольфрама в наплавленных слоях изучали на рентгеновском микроанализаторе САМЕВАХ. На приборе ПМТ-3 исследовали распределение микротвердости в направлении от поверхности в глубь образца. Проводили испытания на абразивный износ о незакрепленные абразивные частицы (ГОСТ 23.208 – 79).

Поверхность после электронно-лучевой импульсной обработки исследовали на металлографическом и на растровом электронном микроскопе SEM-515 (марки «Philips»). Одновременно с помощью имеющегося в микроскопе рентгеновского микроанализатора определяли элементный состав поверхностных слоев, строили зависимости концентрации элементов от расстояния до поверхности. На приборе «Nano Hardness Tester» фирмы CSEM методом кинетической твердости Оливера-Фарра [3 – 5] измеряли нанотвердость в слоях импульсной обработки. В каждом измерении нагрузку  $P$  изменяли во времени и записывали зависимость  $P(h)$ . Твердость по Виккерсу (HV) определяли делением максимальной нагрузки на площадь контакта алмазной пирамидки с материалом после разгрузки. По наклону линейной части разгрузочной кривой находили модуль упругости Юнга ( $E$ ). Измерения нанотвердости указанным методом проводили на поперечных срезах покрытий (после их шлифовки и полировки) на различных расстояниях от поверхности (от 1 до 30 мкм) при нагрузке на индентор 5 – 10 мН. По результатам испытаний строили зависимости нанотвердости и модуля Юнга от расстояния до поверхности.

В настоящей работе проведены испытания на изгиб (ГОСТ 18228 – 94) образцов с наплавленным слоем на машине МИРИ-100К со скоростью нагружения 3 мм/мин. Образцы представляли собой шлифованные прямоугольные призмы размерами  $5 \times 5 \times 55$  мм с толщиной слоя электронно-лучевой наплавки 0,5 – 1,5 мм. Часть образцов подвергали импульсной обработке электронным пучком. Испытания прекращали в момент появления в слое магистральной трещины. По результатам испытаний определяли угол изгиба  $\alpha$  и прочностные характеристики материала. На полированных поверхностях в поперечном сечении образца методом металлографии исследовали картину образования и развития трещин. Особенности трещинообразования и разрушения наблюдали также на растровом электронном микроскопе.

При наплавке карбидом хрома на поверхности стали образуется слой толщиной 1,5 мм, содержащий 23 – 25 % (по массе) хрома. Средняя микротвердость образующегося слоя 1750 МПа, коэффициент износостойкости  $K_{\text{и}}$  покрытия 1,4. Методом рентгеноструктурного анализа в слое наплавки выявляется  $\alpha$ -фаза (феррит). Структура слоя состоит из зерен твердого раствора и небольшого количества перитектики, располагающейся в виде прослоек по границам зерен. Средний размер зерен феррита составляет 13 мкм. Про-

слойки перитектики состоят из скоплений образований пластинчатой формы. Полученные с этих участков электронограммы имеют наборы рефлексов, соответствующие карбидным фазам  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ .

При наплавке карбидом вольфрама толщина покрытия составляет 2,3 мм, средняя микротвердость которого 4910 МПа, коэффициент износостойкости 3,2. В структуре покрытия присутствует  $\alpha$ -железо, в небольшом количестве  $\gamma$ -железо (аустенит) и соединение  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ . Структура покрытия состоит из ферритных и аустенитно-мартенситных зерен (средний размер 10 мкм), окруженных прослойками эвтектики, которая имеет пластинчатое строение (пластинки карбида  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  в  $\alpha$ -матрице). Встречаются обособленные зерна эвтектики составов  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C} + \text{W}_2\text{C}$  и  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C} + \text{WC}$ . Наблюдаются области, где карбидная фаза состава WC образует сетку по границам зерен.

После введения в наплавочную смесь 10 % (по массе) диборида титана твердость покрытий на основе карбида вольфрама увеличивается в 1,3 раза, а коэффициент износостойкости до 1,7 раза. На металлографических снимках покрытия наблюдается заметное снижение дендритной неоднородности, разбиение столбчатых дендритов, измельчение зеренной структуры до 5,5 мкм. Наблюдаемое явление связано с выделением в расплаве при охлаждении множества новых центров кристаллизации в виде дисперсных тугоплавких соединений титана.

После импульсной электронно-лучевой обработки поверхностного слоя покрытий, предварительно наплавленных в пучке электронов, образуется зона переплава толщиной 10 – 20 мкм, где в связи с высокой (до  $10^9$  К/с) скоростью охлаждения из жидкого состояния формируется ультрадисперсная и наноразмерная структура (рис. 1). От границы жидкого металла с подложкой растут столбчатые кристаллы, имеющие дендритное строение и состоящие из пакетов одинаково ориентированных дендритных зерен. Пакеты дендритов, принадлежащие различным кристаллам, повернуты друг относительно друга на некоторый угол (рис. 1, а). На боковой поверхности покрытия видны длинные оси дендритных зерен первого порядка с образовавшимися на них короткими осями второго порядка (рис. 1, б). На лицевой поверхности покрытия наблюдаются верхушки проросших из расплава зерен дендритов (рис. 1, в – д). Из-за сверхвысокой скорости охлаждения расплава дендриты не успевают развиться до нужных размеров: промежутки между дендритами остаются свободными. Образуется система пустот, которые в поперечном сечении покрытия несколько вытянуты в направлении главных осей дендритов (рис. 1, б).

После импульсной обработки покрытий, наплавленных карбидом хрома, сечения дендритных зерен имеют округлую форму, оси второго порядка не формируются (рис. 1, е). После обработки покрытий, наплавленных карбидом вольфрама, оси второго порядка получают

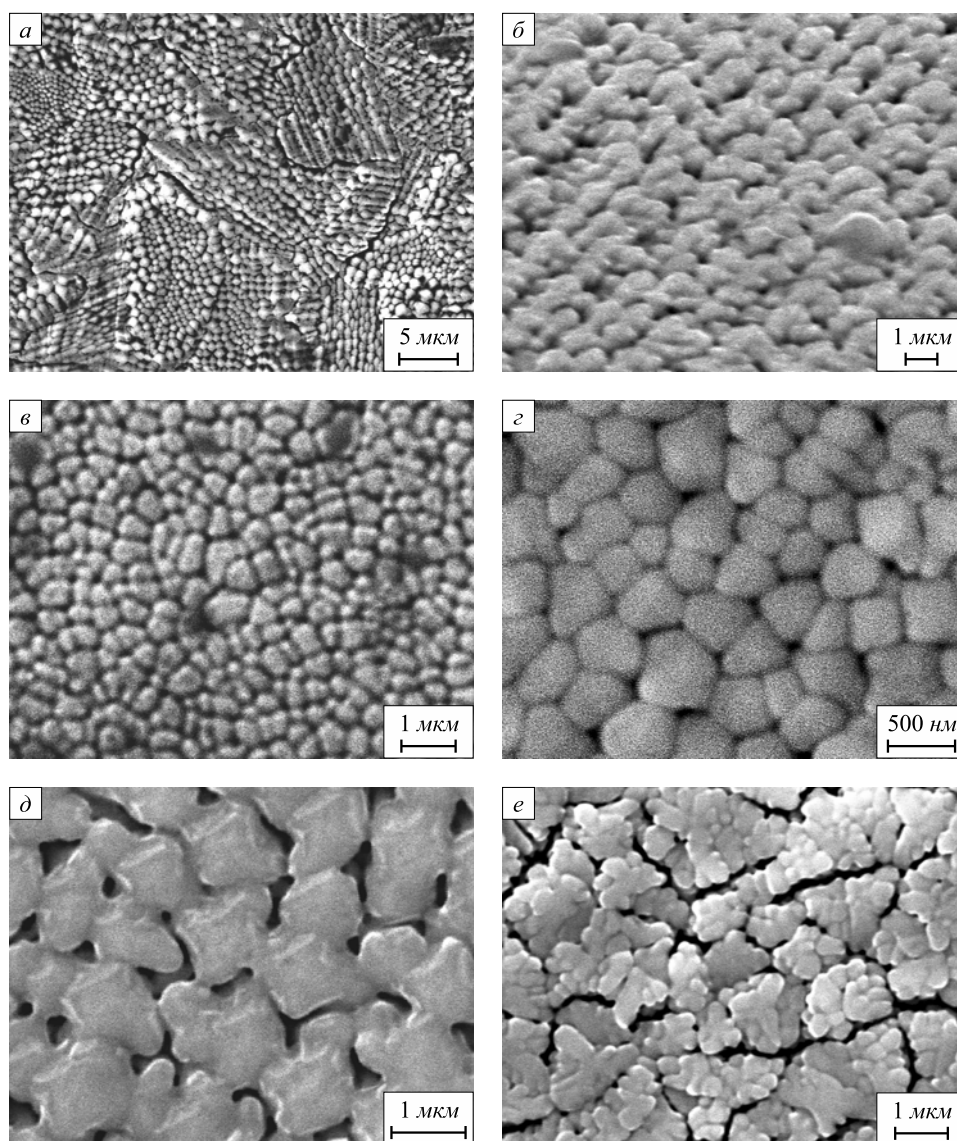


Рис. 1. Структура зоны импульсной обработки покрытий с исходной наплавкой карбидами хрома (а, в), вольфрама (б, г, д) и смесью WC + TiB<sub>2</sub> (е) при плотности энергии излучения 20 Дж/см<sup>2</sup> (в, г), 30 Дж/см<sup>2</sup> (а), 40 Дж/см<sup>2</sup> (б, д) и 45 Дж/см<sup>2</sup> (е)

некоторое развитие, причем с увеличением плотности энергии пучка электронов от 20 до 45 Дж/см<sup>2</sup> и количества импульсов излучения от 1 до 50 длина этих осей возрастает. Если при низких значениях энергии наблюдаются бугорки на боковой поверхности главных осей (рис. 1, г), то при высокой энергии и большом количестве импульсов излучения формируются отростки (рис. 1, д).

Различная степень развитости дендритной структуры в отличающихся составе слоев импульсной обработки связана с различной теплопроводностью остальной части покрытия. В случае наплавки карбидом хрома теплопроводность покрытия близка к теплопроводности железа, поскольку количество выделений карбидов хрома незначительно. При наплавке карбидом вольфрама в достаточном количестве выпадают соединения WC, W<sub>2</sub>C, Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C с низкой теплопроводностью, вследствие чего теплоотвод из зоны импульсного воз-

действия в металл покрытия затруднен. Добавление в наплавочную смесь на основе карбида вольфрама WC диборида титана при сохранении дендритного характера структуры сопровождается заметным уменьшением размеров поперечных сечений столбчатых кристаллов (рис. 1, е), что является следствием измельчения структуры исходной наплавки.

Определенное методом рентгеновского микроанализа распределение элементов в покрытии после импульсной обработки согласуется с характером образующейся в нем структуры. Концентрации легирующих элементов (Cr, W) и железа при продвижении от периферии к поверхности покрытия уменьшаются, что соответствует уменьшению среднего содержания элементов в единице объема слоя при наличии в нем пор. При исследовании фазового состава слоев импульсной обработки в случае наплавки карбидом хрома кроме α-железа других фаз методом рентгеноструктурного

анализа выявить не удалось. После импульсной обработки покрытий, наплавленных смесями на основе карбида вольфрама, на рентгенограммах обнаруживаются линии  $\alpha$ -железа (мартенсит),  $\gamma$ -железа, соединения  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  и неравновесного соединения  $\text{W}_{23}\text{C}_6$ , которое отсутствовало в исходной наплавке.

Для количественного описания структурных изменений в зоне импульсного воздействия были оценены (методом секущей) из 10 – 15 фотографий структуры, полученных методом растровой электронной микроскопии при увеличениях до 40 000 раз, распределения зерен и пор по размерам в боковом и поперечном сечениях главных осей дендритов. Построены гистограммы таких распределений. Определенные из полученных распределений средние размеры дендритных зерен и пор на поверхности покрытий после импульсной обработки при плотности энергии излучения 20 – 45 Дж/см<sup>2</sup> составляют 190 – 440 и 90 – 160 нм при наплавке карбидом хрома и 240 – 640 и 80 – 270 нм при наплавке карбидом вольфрама соответственно. Доля зерен с размером, меньшим или равным 100 нм, который, согласно общепринятому критерию, считается наноструктурным, в слоях с исходной наплавкой карбидом хрома составляет 25 – 30 %, а с наплавкой карбидом вольфрама – 10 – 15 %. Объемная доля пор в первом случае составляет 13 – 15 %, а во втором – 15 – 24 %. Объемная доля пор в поперечном сечении покрытия 15 – 25 %. При наплавке смесью WC + TiB<sub>2</sub> объемная доля пор, которые в связи с описанными выше особенностями формирования структуры, наблюдаемыми при введении в исходную наплавочную смесь модифи-

катора, обнаруживаются только по границам столбчатых кристаллов, составляет 15 – 25 %. Средний размер дендритного зерна внутри кристаллов уменьшается до 100 – 250 нм, а число зерен с размером, меньшим или равным 100 нм, достигает 30 – 80 %.

Измерено распределение нанотвердости в направлении от поверхности слоя импульсной обработки в слой исходной наплавки. Определены соответствующие величины модулей упругости. Из анализа полученных результатов следует, что в зоне импульсного облучения твердость по Виккерсу и модуль упругости достигают высоких значений, но при одной и той же глубине проникновения индентора на различных участках покрытия изменяются в широких пределах (рис. 2). В отдельных случаях значения HV и E приближаются к твердости и упругости алмаза.

При наноиндентировании регистрируются диаграммы нагружение – разгрузка нескольких типов:

1 – диаграммы преимущественно упругой деформации, когда кривые нагружения и разгрузки фактически сливаются (рис. 3, а);

2 – диаграммы, характеризующиеся несовпадением кривых нагружения и разгрузки, для которых вклад упругой и пластической деформации сопоставим (рис. 3, б);

3 – диаграммы, характеризующие деформацию как преимущественно пластическую, упругая составляющая мала (рис. 3, в);

4 – диаграммы с площадкой на кривой нагружения, что соответствует попаданию индентора в пору (рис. 3, г).

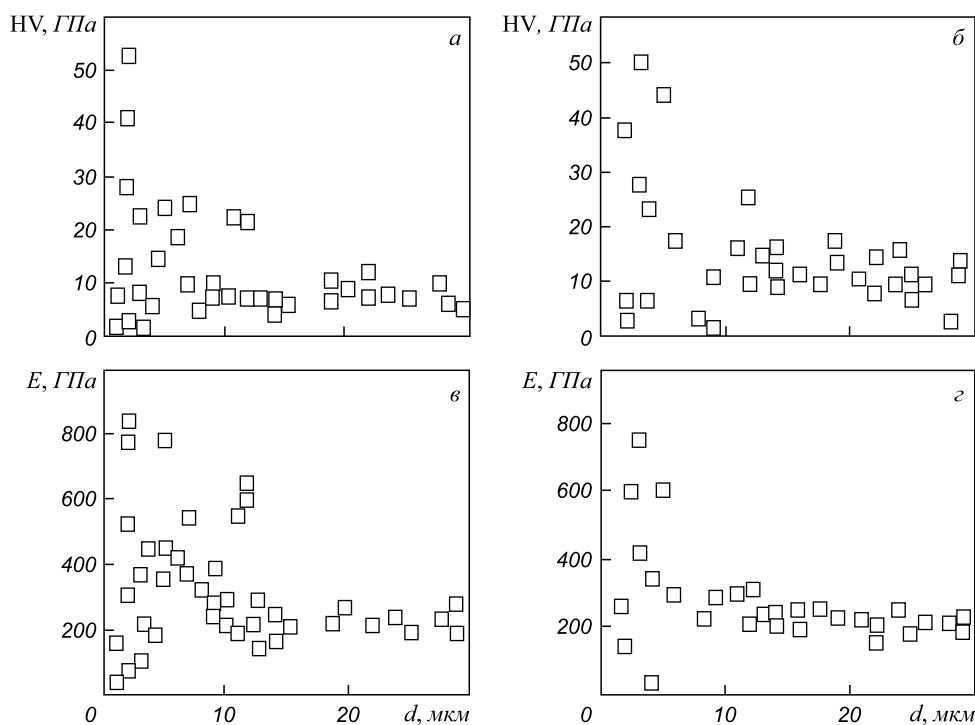


Рис. 2. Распределение нанотвердости (а, б) и модуля упругости (в, г) в слоях импульсной обработки с исходной наплавкой карбидом хрома (а, в) и карбидом вольфрама (б, г)

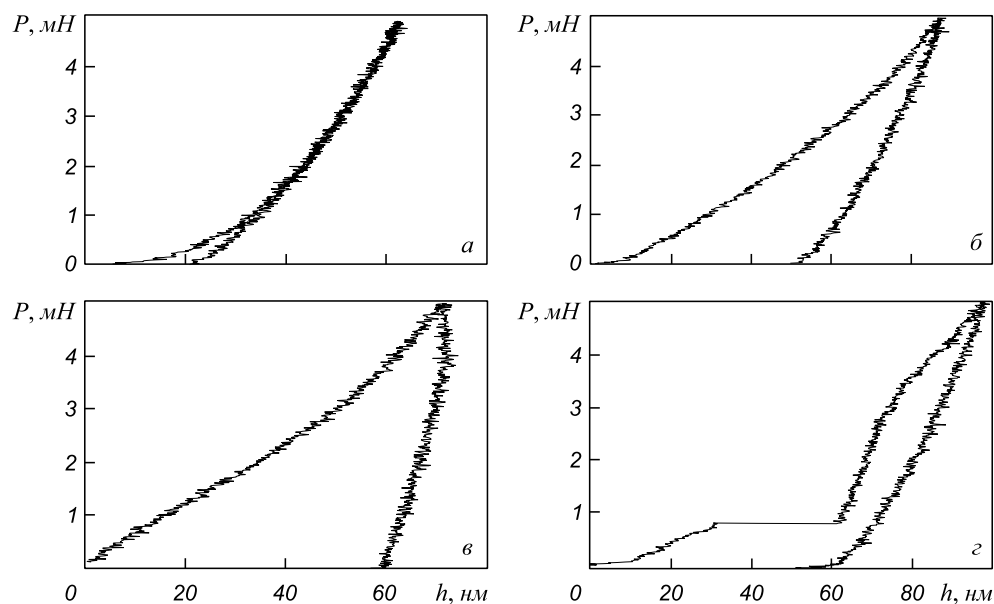


Рис. 3. Типы диаграмм нагружение – разгрузка, полученных при наноиндентировании слоев импульсной обработки покрытий, наплавленных карбидом вольфрама (а, в) и карбидом хрома (б, г) на глубине измерения 2 мкм (б, в), 3 мкм (а) и 9 мкм (г)

Диаграммы, аналогичные типам 1 – 3, полученные при наноиндентировании широкого круга материалов (железо, алюминий, медь, золото, ниобий, тантал, вольфрам, кремний, пленок и покрытий на основе титана) наблюдали и в работах [3 – 5]. Диаграммы типа 2 с заметным вкладом упругой деформации авторы этих работ связывают с начальными стадиями развития пластической деформации, когда происходит зарождение и перемещение точечных дефектов (междоузельных атомов, кластеров, нанодвойников и др.). Диаграммы, для которых упругой составляющей деформации (в силу ее малости) можно пренебречь, характеризуют деформацию как преимущественно пластическую и свидетельствуют о включении в нее дислокационных механизмов течения – зарождения и движения дислокационных петель при достижении ими критического радиуса.

Обращает на себя внимание неустойчивость (нестабильное развитие) деформации при наноиндентировании, что проявляется в зигзагообразной форме кривых (рис. 3). Это может быть обусловлено динамическим деформационным старением, связанным с закреплением дислокаций диффундирующими точечными дефектами – проявлением эффекта Портевена-Ле-Шателье в условиях пластической деформации нанобъема; локализацией деформации в полосах сдвига; фазовыми превращениями, в частности мартенситным, индуцированными высокими давлениями под индентором; зарождением микротрещин и др.

Слой импульсной обработки с нано- и ультрадисперсной структурой и развитой системой наноразмерных пор может служить барьером для развития хрупкого разрушения. Механизм действия такого слоя, по-видимому, следующий. Слияние двух (или несколь-

ких) пор представляет собой готовую микротрещину. Траектория движения такой микротрещины пройдет через другие поры, но будет часто меняться, поскольку поры не выстроены в ряд, а распределены в структуре сложным образом. Многократное изменение траектории трещины, связанное с характером распределения пор и необходимостью огибать препятствия в виде зерен, приводит к значительному снижению ее энергии и торможению.

Подтверждением барьерного действия наноразмерного слоя служат данные, полученные при испытаниях образцов на изгиб. Испытания исходных наплавленных образцов показали значения угла изгиба, не превышающие  $30^\circ$ . Металлографическая картина разрушения свидетельствует об образовании одиночной магистральной трещины, распространяющейся мгновенно через всю толщину покрытия, что характеризует материал как очень хрупкий. Заходя в подложку (сталь Ст3), трещина разветвляется на несколько мелких, совершая значительную пластическую деформацию. Кроме того, наблюдаются многочисленные отслоения металла покрытия от металла основы.

Исследование поверхностей излома методом растровой электронной микроскопии показало, что разрушение обширной верхней части покрытия происходит путем хрупкого отрыва с реализацией микромеханизмов транскристаллитного разрушения – скола по кристаллографическим плоскостям с последующим слиянием элементарных повреждений, наблюдается характерный «речной узор» (рис. 4, а). В нижней части покрытия (ближе к основному металлу) транскристаллитный излом чередуется с квазихрупким, который характеризуется наличием фасеток скола, окруженных гребешками пластического течения.

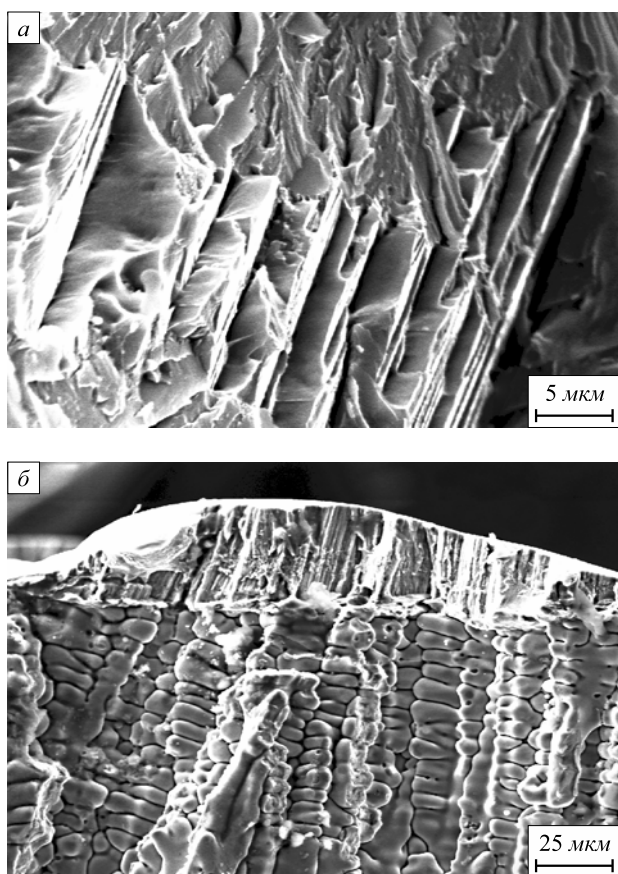


Рис. 4. Морфология поверхностей изломов покрытий в исходном наплавленном состоянии (а) и после импульсной обработки поверхностного слоя при плотности энергии пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup> (б)

Испытания на изгиб образцов с покрытиями, полученными наплавкой на ускорителе электронов и последующей импульсной электронно-лучевой обработкой, показывают увеличение угла изгиба на 9–11°. При этом работа деформации, которая является комплексной характеристикой материала и определяется площадью под кривой нагрузка – стрела прогиба, возрастает в среднем на 30 %. На боковой поверхности образца вместо одной магистральной наблюдается множество мелких трещин, развивающихся с меньшей энергией. В промежутках между этими трещинами обнаруживаются области с расположенными в ряд неглубокими «надрывами» у поверхности покрытия (рис. 4, б).

Полученная методом растровой электронной микроскопии картина разрушения показывает, что слой импульсной обработки (переплава) также разрушается хрупко – по границам раздела между отдельными кристаллитами. При этом обнажается структура, состоящая из столбчатых кристаллов, растущих со дна ванны с расплавом. Однако расположенная под зоной импульсного воздействия остальная часть покрытия

разрушается вязко: во всех случаях наблюдается типичный вязкий ямочный излом (рис. 4, б).

Таким образом, формирование в поверхностных слоях наплавленных покрытий наноразмерных структур, содержащих поры, с одной стороны, провоцирует зарождение и развитие множества микротрещин, но, с другой, является препятствием для образования крупных трещин и служит эффективным барьером для хрупкого разрушения покрытия в целом. Возникающие на поверхности покрытия растягивающие напряжения распределяются между множеством концентраторов, что увеличивает работу разрушения для отдельно взятой трещины и заканчивается вязким изломом.

**Выводы.** Наплавкой на ускорителе электронов и последующей импульсной обработкой электронным пучком сформированы ультрадисперсные и наноразмерные покрытия с развитой системой пор. Нанотвердость покрытий меняется в широких пределах, в отдельных случаях приближаясь к твердости алмаза. При нанотвердомерении наблюдаются диаграммы нагружение–разгрузка нескольких типов, соответствующих различному характеру деформации локальных участков покрытия. Переход от упругой к пластической деформации в ряде случаев сопровождается образованием площадки текучести. Формирование в зоне импульсной обработки наноразмерной структуры с развитой системой пор приводит к увеличению работы деформации и служит эффективным барьером для развития хрупкого разрушения. Характер излома наплавленного покрытия после импульсного воздействия становится вязким ямочным.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. – М.: изд. центр «Академик», 2005. – 192 с.
2. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: Физмалит, 2007. – 416 с.
3. Андриевский Р.А., Калинин Г.В., Хэлыгрен Н. и др. // Физика твердого тела. 2000. Т. 42. Вып. 9. С. 1624 – 1627.
4. Левашов Е.А., Штанский Д.В., Кирихонцев-Корнеев Ф.В. и др. // Деформация и разрушение металлов. 2009. № 11. С. 19 – 36.
5. Головин Ю.А. // Физика твердого тела. 2008. Т. 50. Вып. 12. С. 2113 – 2142.
6. Полетика И.М., Голковский М.Г., Борисов М.Д. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 5. С. 29 – 41.
7. Полетика И.М., Голковский М.Г., Перовская М.В. и др. // Перспективные материалы. 2007. № 1. С. 78 – 85.
8. Полетика И.М., Иванов Ю.Ф., Голковский М.Г. и др. // Митом. 2009. № 12. С. 33 – 39.
9. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Charter 6 in Book: Materials surface processing by directed energy techniques. P. 205 – 240 / Ed. Pauleau Y. – Paris: Elsevier, 2006. – 763 p.
10. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.

© 2014 г. Полетика И.М., Крылова Т.А., Тетюцкая М.В.  
Поступила 18 ноября 2013 г.

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF DEPOSITED COATINGS WITH THE NANO-STRUCTURED SURFACE LAYER

**Poletika I.M.**, Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher  
(poletika@list.ru)

**Krylova T.A.**, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher

**Tetyutskaya M.V.**, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher

**Institute of Strength Physics and Material Science Siberian Branch  
of Russian Academy of Sciences** (2/4, Akademicheskii pr., Tomsk,  
634021, Russia)

**Abstract.** The nano- and ultradisperse grain structure has been formed by the method of electron-beam welding on the electron accelerator of tungsten and chromium carbides and by the following pulse treatment low-energy electrons. This structure has been filled with the nano- sized pore system. It has been shown that nanohardness and modulus of elasticity reach their high values in the secondary pulse-affected zone. The formation of the nano-sized structures with a well-developed system of pores in the surface layer prevents brittle surface fractures.

**Keywords:** electron-beam surfacing, pulse-treatment, nanostructure, nanopores, nanohardness, wear resistant, fracture.

### REFERENCES

1. Andrievskii R.A., Ragulya A.V. *Nanostrukturnye materialy* [Nanostructured materials]. Moscow: Akademik, 2005, 192 p. (In Russ.).
2. Gusev A.I. *Nanomaterialy, nanostrukturnye, nanotekhnologii* [Nanomaterials, nanostructures, nanotechnologies]. Moscow: Fizmalit, 2007, 416 p. (In Russ.).
3. Andrievskii R.A., Kalinnikov G.V., Hel'gren N., Sandsmrom P., Shtanskii D.V. Nanoindentation and deformation characteristics of nanostructured boride-nitride films. *Fizika tverdogo tela*. 2000, Vol. 42, Ussue 9, pp. 1624–1627. (In Russ.).
4. Levashov E.A., Shtanskii D.V., Kiryukhoncev-Korneev F.V., Petrzhik M.I., Tyurina M.Ya., Sheveiko A.N. Multifunctional nanostructured coatings. The synthesis, structure and ensuring the uniformity of measurements of the mechanical and tribological properties. *Deformacija i razrushenie metallov*. 2009, no. 11, pp. 19–36. (In Russ.).
5. Golovin Yu.A. The nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrometer, thin surface layers and films. *Fizika tverdogo tela*. 2008, Vol. 50, Ussue. 12, pp. 2113–2142. (In Russ.).
6. Poletika I.M., Golkovskii M.G., Borisov M.D., Salimov R.A., Perovskaya M.V. The formation of hardening coatings by the method of welding in the relativistic electron beam. *Fizika i himiya obrabotki materialov*. 2005, no. 5, pp. 29–41. (In Russ.).
7. Poletika I.M., Golkovskii M.G., Perovskaya M.V., Krylova T.A., Salimov R.A., Gnyusov S.F., Gal'chenko N.K. Bifunctional coating formation by electron beam welding. *Perspektivnye materialy*. 2007, no. 1, pp. 78–85. (In Russ.).
8. Poletika I.M., Ivanov Yu.F., Golkovskii M.G., Krylova T.A., Perovskaya M.V. Structure and properties of corrosion-resistant coatings obtained by the method of electron beam welding in the atmosphere. *MiTOM*. 2009, no. 12, pp. 33 – 39. (In Russ.).
9. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Charter 6 in: *Materials surface processing by directed energy techniques*. Pauleau Y. ed. Paris: Elsevier, 2006. 763 p.
10. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. The nanostructuring of the metal-ceramic and ceramic materials surfaces under pulsed electron beam processing. *Izvestiya VUZov. Fizika*. 2008, no. 5, pp. 60–70. (In Russ.).

Received November 18, 2013

УДК 539.22.26+539.37

## ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕРМОАКТИВАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛЗУЧЕСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА $\text{Ni}_3\text{Ge}^*$

**Соловьева Ю.В.**, д.ф.-м.н., профессор

**Старенченко С.В.**, д.ф.-м.н., профессор (sve-starenchenko@yandex.ru)

**Соловьев А.Н.**, аспирант

**Старенченко В.А.**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой, декан ООФ

Томский государственный архитектурно-строительный университет

(634063, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

**Аннотация.** Представлены результаты изучения термоактивационных характеристик при ползучести сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ , обладающего структурой  $L1_2$ . Исследование проведено на монокристаллах, деформация в которых осуществляется вдоль осей  $[001]$ ,  $[\bar{1}39]$ ,  $[\bar{1}22]$  и  $[\bar{2}34]$ . Измерены энергии активации ползучести для исследованных ориентаций. Определено, что скорость установившейся ползучести описывается известным законом  $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0 = K_2 \sigma^n$ . Получены величины показателя степени  $n$ , делаются выводы о возможных механизмах ползучести. Показано, что ползучесть образцов, ориентированных вдоль разных осей, определяется дислокационными процессами, которые различаются энергией активации.

**Ключевые слова:** ползучесть, интерметаллиды, энергия активации.

Ползучесть является наиболее распространенным видом деформации, которая проявляется при эксплуатации конструкционных материалов при различных температурах. В упорядоченных фазах со сверхструктурой  $L1_2$  ползучесть сопровождается выраженным проявлением аномальной температурной зависимости механических свойств. Для этого класса материалов исследования ползучести проведены в недостаточной степени. Существующие работы, в основном, касаются сплава  $\text{Ni}_3\text{Al}$  [1, 2]. Недостаточное внимание уделено определению энергии активации этого процесса, выяснению механизмов ползучести.

К классу сплавов, демонстрирующих аномалию механических свойств, относится и интерметаллид  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ , который является весьма перспективным для практического применения, поскольку он демонстрирует характеристики, превосходящие наблюдаемые в сплаве  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Однако свойства ползучести сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  мало исследованы. Лишь в работах [3 – 8] выполнены исследования кривых течения для разных температурно-силовых условий, выявлены их особенности на монокристаллах разной ориентации. В настоящей работе представлены результаты изучения термоактивационных характеристик при ползучести сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ , обладающего структурой  $L1_2$ .

Сплав состава 75 % Ni и 25 % Ge (ат.) выплавлен в печи сопротивления под вакуумом (0,10 – 0,25 Па) из никеля марки Н-0 и германия высокой чистоты (99,999 %). Монокристаллы выращивали в печи СКБ-8093 по методу Чохральского из полученного сплава в атмосфере очищенного аргона. Для дефор-

мации сжатием электроискровым методом из монокристаллического слитка вырезали образцы в форме параллелепипедов размером 3,0×3,0×6,0 мм. Образцы ориентировали таким образом, чтобы сжатие осуществлялось вдоль осей  $[001]$ ,  $[\bar{1}39]$ ,  $[\bar{2}34]$ ,  $[\bar{1}22]$ . Ориентацию оси кристаллов определяли дифрактометрическим методом. Точность определения ориентации составляла  $\pm 2^\circ$ . После электроискровой резки поверхность образцов очищали химическим травлением, затем образцы гомогенизировали при температуре 953 °С в течение 48 ч с охлаждением печи до комнатной температуры.

При механических испытаниях по ползучести образец нагружали сжатием до заданной нагрузки. Автоматическим управлением электропривода (с помощью компьютера) поддерживали постоянную внешнюю нагрузку с точностью  $\pm 3$  Н. Высокотемпературные испытания проводили в вакууме (0,10 – 0,25 Па). Нагрев осуществляли в печи сопротивления, точность поддержания температуры  $\pm 2$  °С. Исследования проводили при температурах 773, 873 и 923 К.

Исследования проводили на монокристаллах, деформация в которых осуществляется вдоль осей  $[001]$ ,  $[\bar{1}39]$ ,  $[\bar{1}22]$  и  $[\bar{2}34]$ . В настоящем исследовании на основании результатов работ [3 – 8] изучены скоростные характеристики ползучести, выполнен термоактивационный анализ; полученные характеристики позволяют делать выводы о механизмах ползучести.

В общем случае скорость стационарной ползучести описывается следующим соотношением:

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp\left(\frac{-\Delta H}{RT}\right),$$

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-02-92605 КО\_а.

где  $\dot{\epsilon}$  – скорость ползучести;  $\sigma$  – напряжение;  $\Delta H$  – энтальпия превращения;  $T$  – температура;  $A$  – константа.

Для определения энергии активации ползучести применяли уравнение

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln K_1 - \left( \frac{\Delta H}{RT} \right),$$

где  $K_1$  – константа, зависящая от напряжения, при котором происходит ползучесть.

Полагается, что для любого значения напряжения выполняется линейная зависимость скорости ползучести  $\dot{\epsilon}$  от обратной температуры  $1/T$ .

Значения скорости ползучести, полученные при различных напряжениях и температурах испытаний на разных образцах, были использованы для построения зависимости  $\ln \dot{\epsilon} - 1/T$ . Графики имеют линейную зависимость с отрицательным угловым коэффициентом, что свидетельствует о том, что в рассматриваемом температурном интервале скорость ползучести определяется одним и тем же механизмом деформации.

В настоящей работе определены энергии активации стационарной ползучести для образцов, деформируемых с разной ориентацией (табл. 1).

Результаты исследований сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  показали, что энергия активации ползучести проявляет ориента-

ционную зависимость. Следует отметить, что эта зависимость мало чувствительна к изменению кубического направления оси кристаллов от  $[001]$  к  $[\bar{1}39]$ . Численные значения этой величины для рассматриваемых ориентаций совпадают в пределах погрешности и принимают величины, превышающие 300 кДж/моль. Однако заметное отклонение ориентации кристалла от кубического направления к октаэдрическому ( $[\bar{1}22]$  и  $[\bar{2}34]$ ) приводит к существенному понижению энергии активации (табл. 1); в этом случае энергия активации уменьшается в 20 – 50 раз. Необходимо отметить, что энергия активации ползучести для каждой ориентации не зависит от напряжения, при котором осуществляется течение, что свидетельствует о едином механизме ползучести при разных напряжениях.

Анализ скоростных зависимостей ползучести показывает, что скорости установившейся ползучести зависят от многих факторов (таких как ориентация, температура, напряжение). Повышение температуры и напряжения способствует возрастанию скорости. Переход от кубической ориентации к октаэдрической (то есть переход от октаэдрического скольжения к скольжению в плоскостях куба) приводит к значительному уменьшению скорости ползучести (табл. 2 – 4).

Из экспериментальных исследований чистых металлов установлено, что влияние напряжений на скорость

Таблица 1

#### Энергия активации ползучести для различных ориентаций монокристалла сплава $\text{Ni}_3\text{Ge}$

| Ориентация            | [100]        |              | [ $\bar{1}39$ ] |               | [ $\bar{1}22$ ] |                | [ $\bar{2}34$ ] |
|-----------------------|--------------|--------------|-----------------|---------------|-----------------|----------------|-----------------|
| $\sigma$ , МПа        | 370          | 1040         | 320             | 850           | 230             | 330            | 230             |
| $\Delta H$ , кДж/моль | $340 \pm 35$ | $330 \pm 18$ | $346 \pm 40$    | $382 \pm 115$ | $7,66 \pm 1,6$  | $5,33 \pm 3,5$ | 15,9            |

Таблица 2

#### Скорости установившейся ползучести при ориентации оси деформации монокристалла [001]

| $\sigma$ ,<br>МПа | Скорость установившейся ползучести, $\text{с}^{-1}$ , при температуре, К |                     |                     |                                                     |
|-------------------|--------------------------------------------------------------------------|---------------------|---------------------|-----------------------------------------------------|
|                   | 773                                                                      | 873                 | 923                 | 973                                                 |
| 1040              | $2 \cdot 10^{-9} \cdot (8,3)$                                            | $3,8 \cdot 10^{-7}$ | $9,5 \cdot 10^{-6}$ | $3 \cdot 10^{-5}$ изменяется<br>$7,7 \cdot 10^{-5}$ |
| 370               |                                                                          | $1,4 \cdot 10^{-8}$ | $2,7 \cdot 10^{-7}$ | $1,7 \cdot 10^{-6}$                                 |

Таблица 3

#### Скорости установившейся ползучести при ориентации оси деформации монокристалла [ $\bar{1}39$ ]

| $\sigma$ ,<br>МПа | Скорость установившейся ползучести, $\text{с}^{-1}$ , при температуре, К |                                           |                                           |                     |
|-------------------|--------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------|-------------------------------------------|---------------------|
|                   | 873                                                                      | 923                                       | 973                                       | 1023                |
| 850               | $5,6 \cdot 10^{-7}$                                                      | $3,9 \cdot 10^{-5}$ (0,1 ч)<br>изменяется | $1,2 \cdot 10^{-4}$ (0,1 ч)<br>изменяется | –                   |
| 320               | $5,8 \cdot 10^{-8}$                                                      | $3,6 \cdot 10^{-7}$                       | –                                         | $5,6 \cdot 10^{-5}$ |

Т а б л и ц а 4

Скорости установившейся ползучести при ориентации оси деформации монокристаллов  $[\bar{1}22]$  и  $[\bar{2}34]$

| $\sigma$ ,<br>МПа | Скорость установившейся ползучести, $\text{с}^{-1}$ , при температуре, К |                      |                      |                   |                   |
|-------------------|--------------------------------------------------------------------------|----------------------|----------------------|-------------------|-------------------|
|                   | 873                                                                      | 923                  | 973                  | 773К              | 973               |
|                   | $[\bar{1}22]$                                                            |                      |                      | $[\bar{2}34]$     |                   |
| 330               | $1,9 \cdot 10^{-7}$                                                      | $2,23 \cdot 10^{-7}$ | $2,04 \cdot 10^{-7}$ | —                 | —                 |
| 230               | $2,6 \cdot 10^{-8}$                                                      | $2,70 \cdot 10^{-8}$ | $2,90 \cdot 10^{-8}$ | $3 \cdot 10^{-8}$ | $5 \cdot 10^{-8}$ |

ползучести можно описать зависимостью  $d\varepsilon/dt = K_2 \sigma^n$ , где  $K_2$  – константа материала, зависящая от температуры и энергетических характеристик. По величине показателя степени  $n$  можно сделать выводы о возможных механизмах ползучести при разных ориентациях и условиях.

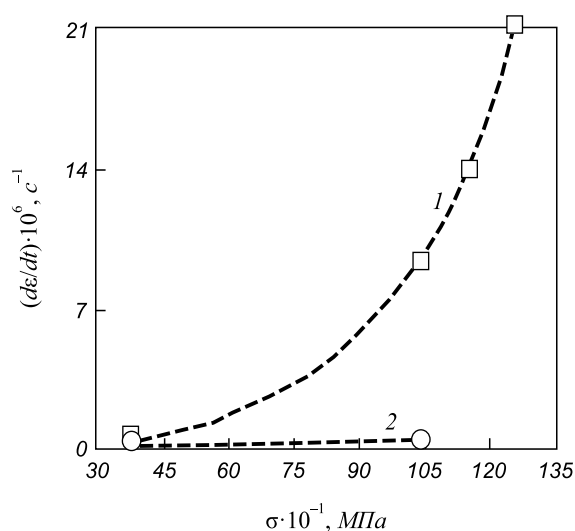


Рис. 1. Зависимость скорости ползучести монокристалла, ориентированного вдоль оси  $[001]$ , от напряжения при температурах испытания 923 К ( $\square$ ) и 873 К ( $\circ$ )

На рис. 1 показана зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения для кристаллов, ориентированных вдоль оси  $[001]$ , при разных температурах ползучести. Математическая обработка полученных кривых демонстрирует степенную зависимость скорости ползучести (рис. 2, а). Показатель степени  $n$  для всех температур исследования выше  $0,54 T_{\text{пл}}$  в пределах точности измерения одинаков и принимает значение примерно 3,4.

Подобный характер изменения скорости ползучести в зависимости от напряжения (рис. 2, б) проявляется при анализе экспериментальных зависимостей, полученных для монокристалла  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ , ориентированного вдоль оси  $[\bar{1}22]$ . Однако показатель степени  $n$  для всех температур в данном случае имеет значение примерно 5,6.

Исследования скоростей стационарной ползучести [9] показывают, что разные механизмы обеспечивают соответствующий показатель степени  $n$ . Так,  $n = 1$  характеризует диффузионную ползучесть; величины  $n$ , превышающие 3, указывают на механизмы, связанные с дислокационным движением. Показатель  $n = 3$  обусловлен скольжением дислокаций, а  $n = 5$ , например, в чистых металлах, связан с переползанием дислокаций.

Значения показателя степени  $n$  в соотношении  $d\varepsilon/dt = K_2 \sigma^n$  для монокристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  разных ориентаций приведены ниже:

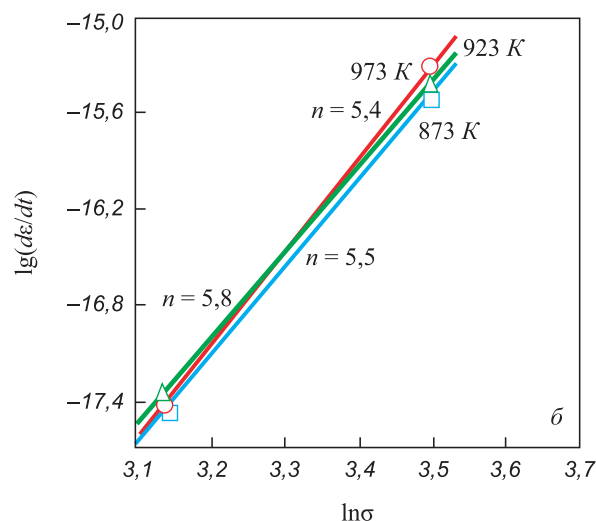
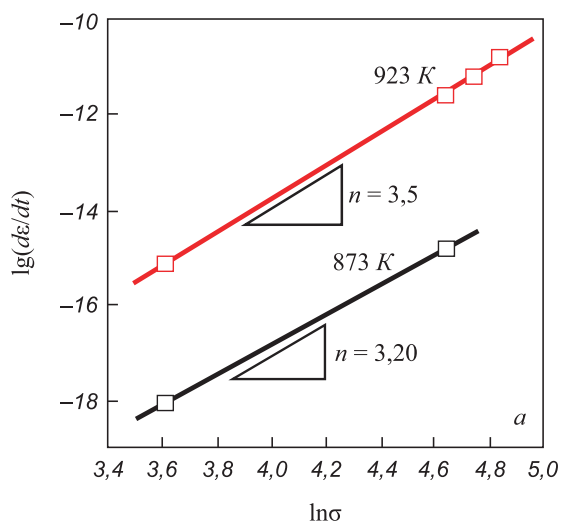


Рис. 2. Зависимость скорости ползучести монокристалла, ориентированного вдоль оси  $[001]$  (а) и оси  $[\bar{1}22]$  (б), от приложенного напряжения при разных температурах испытания

| Ориентация         | Значения $n$ при температуре, К |     |     | $\sigma_2 - \sigma_1$ ,<br>МПа |
|--------------------|---------------------------------|-----|-----|--------------------------------|
|                    | 873                             | 923 | 973 |                                |
| [001]              | 3,2                             | 3,5 |     | 1040 – 370                     |
| $\bar{1}\bar{1}22$ | 5,5                             | 5,8 | 5,4 | 330 – 230                      |

Примечание:  $\sigma_2 - \sigma_1$  – область напряжений исследования.

**Выводы.** Полученные результаты измерения показателя степени в законе ползучести монокристаллов, деформируемых вдоль разных осей, показывают, что в обоих исследованных случаях как при ориентации [001], так и при ориентации  $\bar{1}\bar{1}22$  процессы ползучести обусловлены дислокационными процессами, различающимися энергией активации.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Hemker K.J. A Study of the High-Temperature Deformation of the Intermetallic Alloy Ni<sub>3</sub>Al. Ph. D. Thesis, Stanford University, Stanford, 1990.
2. Hemker K.J., Nix W.D., Mills M.J. An investigation of the creep of Ni<sub>3</sub>Al // *Acta Metall. Mater.* 1991. Vol. 39. №. 8. P. 1901 – 1913.

3. Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. Исследование ползучести монокристаллов сплава Ni<sub>3</sub>Ge // *Изв. вузов. Физика.* 2009. № 4. С. 53 – 59.
4. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В., Геттингер М.В., Шалыгина Т.А. Изучение процессов деформации монокристаллов сплава Ni<sub>3</sub>Ge, ориентированных вдоль направления [139] // *Изв. вуз. Черная металлургия.* 2009. № 12. С. 28 – 32.
5. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А. Изучение кривых ползучести монокристаллов сплава Ni<sub>3</sub>Ge разной ориентации // *Изв. вуз. Физика.* 2009. № 9/2. С. 98 – 107.
6. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Пантюхова О.Д., Старенченко В.А. Изучение ползучести в монокристаллах Ni<sub>3</sub>Ge, ориентированных вдоль осей  $\bar{2}34$  и  $\bar{1}22$  // *Изв. РАН. Серия физическая.* 2012. Vol. 76. № 7. С. 868 – 871.
7. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. Ползучесть интерметаллидов со сверхструктурой L1<sub>2</sub> // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* 2009. Vol. 6. № 3. с. 41 – 54.
8. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. Влияние оси деформации на ползучесть монокристаллов сплава Ni<sub>3</sub>Ge // *Изв. РАН. Серия физическая.* 2011. Vol. 75. № 2. С. 222 – 226.
9. Kassner M.E., Pe'rez-Prado M.-T. *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys.* – Elsevier Ltd., 2004. 267 p.

© 2014 г. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В.,  
Соловьев А.Н., Старенченко В.А.  
Поступила 23 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 58–61.

### ORIENTATION DEPENDENCE OF CREEP THERMOACTIVATION PARAMETERS IN Ni<sub>3</sub>Ge SINGLE CRYSTALS

*Solov'eva Yu.V., Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor*  
*Starenchenko S.V., Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor*  
(sve-starenchenko@yandex.ru)

*Solov'ev A.N., Postgraduate*  
*Starenchenko V.A., Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor*

Tomsk State University of Architecture and Building (2, Solyanaya sq., Tomsk, 634003, Russia)

**Abstract.** The paper presents the research results of different characteristics of the Ni<sub>3</sub>Ge alloy possessing L1<sub>2</sub> structure. The research of single crystals is carried out. Their deformation is oriented along axes [001],  $\bar{1}\bar{1}39$ ,  $\bar{1}\bar{1}22$  and  $\bar{2}34$ . The activation energies of creep for the investigated orientations are measured. The steady-state creep rate is described by the well-known law  $d\epsilon/dt = K_2\sigma^n$ . Values of the steady-state stress exponent,  $n$ , are received. Conclusions about possible mechanisms of creep are done. It is shown, that creep of the samples oriented along different axes is carried out by the dislocation processes with different activation energies.

**Keywords:** creep, intermetallic compounds, activation energy.

#### REFERENCES

1. Hemker K.J. A Study of the High-Temperature Deformation of the Intermetallic Alloy Ni<sub>3</sub>Al. Ph. D. Thesis, Stanford University, Stanford, 1990.
2. Hemker K.J., Nix W.D., Mills M.J. An investigation of the creep of Ni<sub>3</sub>Al. *Acta Metall. Mater.* 1991, Vol. 39, no. 8, pp. 1901–1913.

3. Solov'eva Yu.V., Gettinger M.V., Starenchenko S.V., Starenchenko V.A. The creep behavior of single-crystalline Ni<sub>3</sub>Ge alloys. *Russian Physics Journal.* 2009, Vol. 52, no. 4, pp. 390–397. (In Russ.).
4. Solov'eva Yu.V., Starenchenko V.A., Starenchenko S.V., Gettinger M.V., Shalygina T.A. Deformation of single-crystalline Ni<sub>3</sub>Ge alloy oriented towards direction  $\bar{1}\bar{1}39$ . *Steel in translation.* 2009, no. 12, pp. 1043–1047. (In Russ.).
5. Solov'eva Yu.V., Starenchenko S.V., Gettinger M.V., Starenchenko V.A. Creep curve study of single-crystalline Ni<sub>3</sub>Ge alloys of different orientation. *Izv. vuz. Fizika.* 2009, no. 9/2, pp. 98–107. (In Russ.).
6. Solov'eva Yu.V., Starenchenko S.V., Pantukhova O.D., Starenchenko V.A. Creep investigation of Ni<sub>3</sub>Ge alloy single crystals oriented along axes  $\bar{2}34$  and  $\bar{1}\bar{1}22$ . *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics.* 2012, Vol. 76, no. 7, pp. 778–781. (In Russ.).
7. Solov'eva Yu.V., Starenchenko S.V., Starenchenko V.A. Intermetal creep with L1<sub>2</sub> superstructure. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya.* 2009, Vol. 6, no. 3, pp. 41–54. (In Russ.).
8. Solov'eva Yu.V., Starenchenko S.V., Starenchenko V.A. Effect of the orientation of strain axes on the creep in Ni<sub>3</sub>Ge alloy single crystals. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics.* 2011, Vol. 75, no. 2, pp. 202–206. (In Russ.).
9. Kassner M.E., Pe'rez-Prado M.-T. *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys.* Elsevier Ltd., 2004. 267 p.

**Acknowledgements.** The reported study was partially supported by RFBR, research project no. 14-02-92605.

Received December 23, 2013

УДК 620.193:620.197.2/.6

## АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ В ЗОНАХ ЛОКАЛЬНОГО КАТАСТРОФИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ ПЕРЕРАБОТКИ НЕФТЕПРОДУКТОВ

**Муравьев В.И.**, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник (vmuravyev@mail.ru)

**Лончаков С.З.**, к.т.н., профессор, старший научный сотрудник

**Пицык В.С.**, аспирант

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет

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

**Аннотация.** Установлено, что самым опасным типом коррозии трубопроводных систем переработки нефтепродуктов (ТСПН) является питтинговая. На основании объемной толщинометрии и результатов замеров коэрцитивной силы установлен механизм локального катастрофического коррозионного разрушения ТСПН. Предложен метод неразрушающего контроля качества сварки и последующей термической обработки ТСПН, который позволит предотвратить аварийные ситуации.

**Ключевые слова:** коррозия, микро- и макроструктура, кавитация, толщинометрия, коэрцитивная сила, сульфидные отложения.

В настоящее время до 40 % аварий на трубопроводных системах переработки нефтепродуктов (ТСПН) связано с коррозионными разрушениями. Из анализа многообразия локальных видов разрушения материалов можно сделать вывод, что в агрессивных жидкостях повреждения происходят особенно быстро в результате двойного воздействия: кавитационной эрозии и коррозии. Эрозия разрушает поверхность металла и способствует удалению с нее защитной оксидной пленки, создавая тем самым идеальные условия для нее. До настоящего времени нет единого мнения о механизмах локального разрушения трубопроводных систем в процессе переработки нефтепродуктов, а следовательно, и единого мнения о методах устранения причин данного явления, поэтому материаловедческое обоснование и исследование эволюции структурных изменений локального разрушения и создания единой структуры трубных заготовок, обеспечивающих их надежность – актуальная задача современной нефтеперерабатывающей промышленности.

В качестве образцов использовали вырезки из ТСПН из различных материалов, в частности Ст3, Ст20 и стали марки 15Х5Н.

Шлифы для металлографических исследований изготавливали по общепринятой технологии последовательного шлифования и полирования. Для вырезки образцов использовали настольный абразивный отрезной станок марки Delta AbrasiMet (Германия). Шлифование и полирование образцов проводили при помощи шлифовально-полировального станка марки EcoMet 250 (Германия) с полуавтоматической насадкой AutoMet 250 (Германия). Микроструктуру исследовали на металлографическом электронном микроскопе «Микро-200» (Россия) в диапазоне увеличений от 100 до 1000 крат. Оцифрованные изображения в дальнейшем обрабатывали с использованием специализированной программы Image.Pro.Plus.5.1.

Толщинометрию проводили на портативном ультразвуковом толщиномере марки PANAMETRICS 26GM компании Olympus NDT (США). В качестве фиксирующего устройства использовали датчик D799, производимый той же компанией. Толщинометрию осуществляли методом сплошного сканирования.

Химический состав металла образцов исследовали методом спектрального анализа на оптическом эмиссионном анализаторе Q4 TASMAN фирмы BRUKER (Германия) для определения легирующих и примесных элементов. Химический состав сульфидных покрытий определяли на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S3400N (Япония). На рентгенофлуоресцентном энергодисперсионном анализаторе NEXT CJ компании RIGAKU (Япония) осуществляли комплексный анализ химического состава образцов.

Замеры коэрцитивной силы проводили цифровым полуавтоматическим коэрцитиметром КРМ-Ц (Россия), который позволяет прогнозировать механические и некоторые физические свойства ферромагнитных материалов, прочностные и пластические свойства деталей и конструкций. Измерение коэрцитивной силы осуществляли в соответствии с методикой, изложенной в работе [1].

В химической промышленности, как показал анализ причин выхода из строя оборудования [2], локальные виды коррозии вносят основной вклад в разрушение материалов (рис. 1).

Сталь подвергается всем видам коррозии, но в большей степени наблюдается общая и питтинговая коррозия. Развитие питтинга в среде нефтепродуктов возможно только в присутствии электролита и механических примесей и зависит от химического состава горючего. Анализ эксплуатационного ресурса ТСПН ЭЛОУ-АВТ-2, -3 показал, что для трубопроводных систем в одних и тех же условиях он составляет 40 лет, но

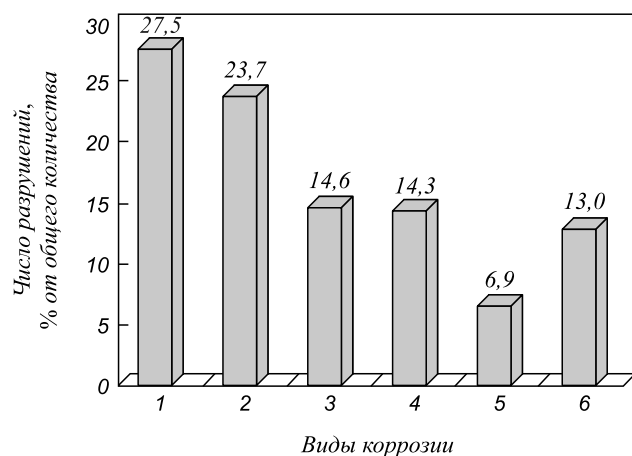


Рис. 1. Гистограмма результатов обследования случаев выхода из строя оборудования переработки нефтепродуктов (685 случаев):

- 1 – общая коррозия; 2 – коррозионное растрескивание;  
3 – межкристаллитная коррозия; 4 – питтинговая коррозия;  
5 – коррозионная эрозия; 6 – прочие виды коррозии

отдельные элементы достигают предельных допустимых величин менее, чем через пять лет, а в некоторых случаях и нескольких месяцев. Это, как правило, зоны врезок, радиусы переходов, сварные швы и прилегающие к ним участки [3 – 5].

Коррозионное разрушение характеризуется локальностью на входном и выходном патрубках прохождения головного отводного продукта и отвода печного змеевика. Локальное неравномерное разрушение наблюдается и в самих пораженных коррозией участках. Неравномерное коррозионное разрушение в виде сферических лунок, образующих цепочки, распространяется в направлении движения рабочей жидкости. Сферические лунки различны по размерам и глубине и могут быть как поверхностными, так и сквозными, последние являются зародышами образования трещин. Параметры коррозионного разрушения (диаметр сферической лунки ( $D$ ) и толщина стенки ( $h$ )) выходного патрубка в различных зонах приведены ниже:

| Секция | $D$ , мм     | $h$ , мм    |
|--------|--------------|-------------|
| 1      | 0,65 – 17,60 | 3,60 – 6,40 |
|        | 5,20         | 4,15        |
| 2      | 1,60 – 12,80 | 2,40 – 6,40 |
|        | 5,90         | 4,45        |
| 3      | 1,60 – 15,20 | 1,20 – 4,80 |
|        | 6,10         | 3,00        |
| 4      | 1,20 – 15,2  | 1,45 – 4,00 |
|        | 6,30         | 2,50        |

П р и м е ч а н и е. В числителе указан интервал разброса значений, в знаменателе – среднеарифметическое значение.

Результаты ультразвуковой толщинометрии методом сплошного сканирования (рис. 2) по трем сечениям отвода показали, что в сечении I толщина остается практически одинаковой (на уровне 10 мм) во всех точ-

ках, а в местах турбулизации потока на радиусе изгиба (сечения II и III) наблюдается интенсивный местный коррозионный износ. Объемный характер распределения глубины поражений в развертке трубы свидетельствует о локализации поражений в определенной зоне (рис. 2, б). На внутренней поверхности исследуемых образцов имеются черные отложения, характерные для сульфида металла. Толщина пленки незначительна; пленка хорошо сцеплена с основным металлом и не имеет рыхлости.

Исходя из теоретических основ коррозии [6] структурную деградацию в локальных зонах можно отнести к активной стадии коррозионного разрушения, причем в завершающей катастрофической стадии коррозионного разрушения. Как видно (рис. 3, а), темный оттенок микроструктуры является результатом травления точечных объектов с более высоким химическим потенциалом, представляющих концентраторы напряжений нано- и микромасштабного уровня, типичных для диффузионного процесса. Возможными диффузантами могут быть атомарный кислород и водород, сера и ионы различных низкомолекулярных соединений. Скелетированное преобразование структуры поверхностного слоя позволяет выявить границы раздела (рис. 3, б). Количественная оценка степени деградации микроструктуры по плотности границ зерен, рассчитанная в программе Image.Pro.Plus.5.1 позволила установить глубину охвата коррозии 50 – 65 мкм [3 – 5].

В табл. 1 представлено изменение химического состава в зоне деградации по сечению трубопровода. По результатам химического рентгеноструктурного анализа (табл. 2) установлено, что отложения представляют собой продукты сульфидной коррозии металла (прежде всего железа), остатки соединений серы, большая часть которых разложилась вследствие гидролиза и окисления кислородом воздуха в процессе хранения образцов; кокс; примеси нерастворимых в кислотах механических загрязнений. Из рассмотренных данных следует, что железо-сульфидная составляющая является непосредственным продуктом коррозионных реакций.

Во влажных сероводородных средах создаются условия для наводороживания металла. Все стали с ферритной, феррито-перлитной, бейнитной и мартенситной структурами могут подвергаться водородному охрупчиванию. Особенно активно это происходит при наличии так называемого легкоподвижного (диффузионного) водорода. Водород снижает силы взаимного притяжения атомов железа в кристаллической решетке, создает высокие давления при мольризации в микропорах и микротрещинах, что вызывает разрушение металла. Присутствие в составе продуктов коррозии сернистых соединений (табл. 1 и 2) свидетельствует об участии сероводорода в коррозионном процессе, то есть высокотемпературной сероводородной коррозии.

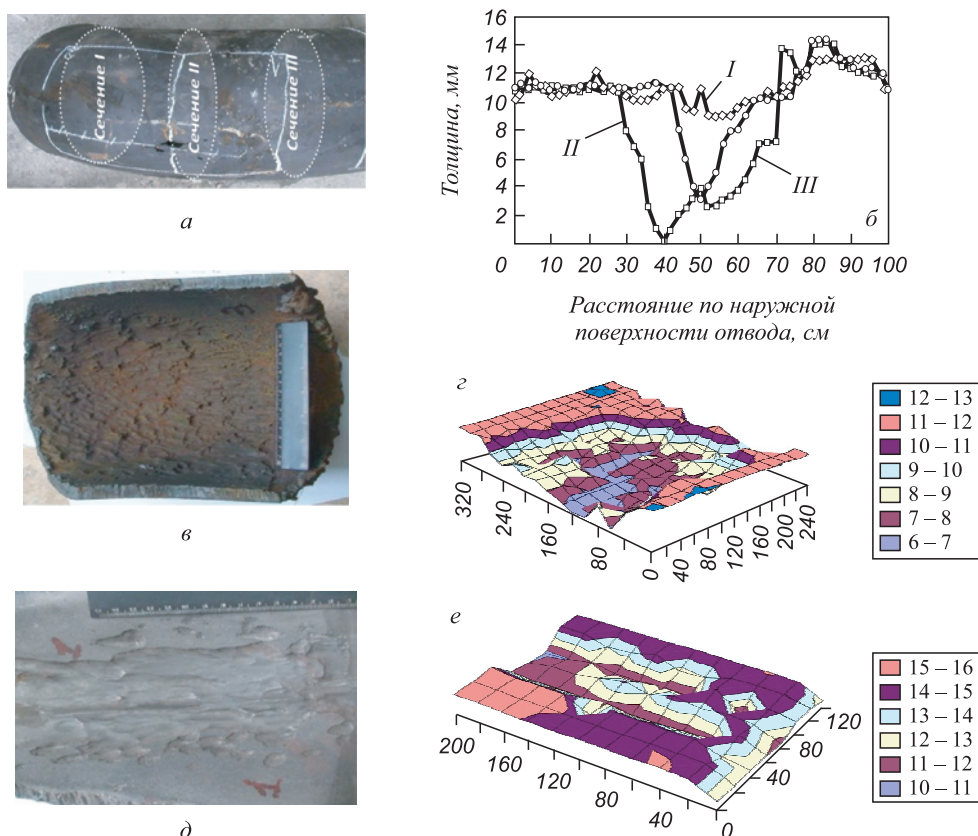


Рис. 2. Внешний вид отвода и профилограммы распределения глубины поражений в результате коррозионного воздействия: а – внешний вид отвода, сечений и сегментов измерения глубины поражений; б – линейная профилограмма глубины поражений отвода по окружности в сечениях I, II, III; в и д – внешний вид внутренней поверхности отвода по внешнему радиусу сегмента I и 2; г и е – развертка объемной профилограммы глубины поражения отвода по внешнему радиусу в сегменте I и 2

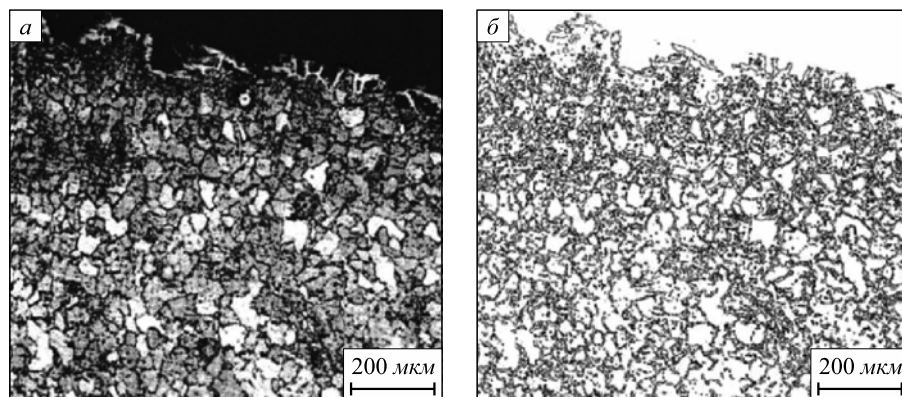


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя трубопровода из Ст20, подверженная коррозионному процессу (а) и ее «скелетированное» преобразование (б)

Как известно, под действием вакуума температура кипения всех фракций мазута значительно снижается, в объеме потока мазута начинается интенсивное парообразование с образованием парожидкостной смеси, плотность и вязкость которой отличаются от показателей мазута. Это ведет к увеличению скорости потока и в конечном итоге к увеличению коррозионного износа. Таким образом, высокие скорости движения парожидкостного потока в зонах конструктивных элементов, создающих гидравлические условия для развития мест-

ных турбулентных жидкостных потоков и завихрения, вызывают разрушение защитных сульфидных пленок и кавитационно-эрозионное повреждение ТСПН.

Организация мониторинга как в процессе выбора и обоснования материала для ТСПН, так и в процессе их эксплуатации с целью контроля за факторами, оказывающими агрессивное воздействие на металл, имеет важнейшее значение по предотвращению аварийных ситуаций. Замеры коэрцитивной силы сварных соединений контрольных образцов из Ст20 проводили

Т а б л и ц а 1

## Изменение химического состава в зоне деградации по сечению трубопровода

| Материал | Зона                     | Содержание, %, элементов |       |        |       |       |       |       |       |       |
|----------|--------------------------|--------------------------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
|          |                          | C                        | Si    | S      | Cr    | Mo    | Mn    | Ni    | Cu    | Fe    |
| 15X5M    | коксовые отложения       | –                        | 0,615 | 13,500 | 0,467 | –     | 0,297 | 0,479 | 1,200 | 80,70 |
|          | после удаления отложения | –                        | 0,280 | 2,500  | 0,365 | –     | 0,348 | 0,279 | 0,615 | 95,70 |
|          | основной металл          | 0,102                    | 0,319 | 0,0098 | 5,230 | 0,445 | 0,290 | 0,358 | 0,158 | 92,69 |
| Ст20     | коксовые отложения       | 2,320                    | 0,710 | 3,840  | 1,190 | –     | 0,740 | 0,80  | 1,870 | 63,85 |
|          | после удаления отложения | 1,190                    | 0,350 | 1,233  | 0,690 | –     | 0,870 | 0,57  | 0,920 | 0,93  |
|          | основной металл          | 0,260                    | 0,250 | 0,033  | 0,120 | –     | 0,390 | 0,12  | 0,220 | 98,29 |

Т а б л и ц а 2

## Результаты химического анализа отложений

| Показатель                                           | Образцы печного змеевика | Образцы отвода трубопровода |
|------------------------------------------------------|--------------------------|-----------------------------|
| Общая сера в исходном отложении, % (по массе)        | 2,19 – 2,39              | 2,5 – 3,9                   |
| Остаток после прокаливании, % (по массе)             | 89,0                     | 56,4                        |
| Железо, % (по массе)                                 | 54,88                    | 23,17                       |
| Остаток после промывки ацетоном, % (по массе)        | –                        | 66,4                        |
| Общая сера в промытом ацетоном остатке, % (по массе) | –                        | 5,96 – 5,99                 |
| Сульфид-ион                                          | присутствует             | присутствует                |

по периметру шва (рис. 4, а). Нестабильности не обнаружено, значения укладываются в нормы допуска. Замеры коэрцитивной силы по поверхности трубных элементов из материала 15X5M проводили на контрольных образцах и на трубных элементах технологических трубопроводов, смонтированных на установке замедленного коксования ООО «РН-Комсомольский НПЗ», направление измерения – вдоль оси трубы. Нестабильности (рис. 4, б) не обнаружено, значения также укладываются в нормы допуска в соответствии с технической документацией на изготовление трубопроводов. Использование датчиков постоянного непрерывного контроля толщины стенки переходников и патрубков ТСПН позволит на ранних стадиях выявлять зоны коррозионного повреждения критической величины и предотвращать аварийные ситуации.

**Выводы.** Из аналитической оценки дефектов и разрушений трубопроводных систем переработки нефтепродуктов следует, что самым опасным типом коррозии является питтинговая (точечная) коррозия. В большей степени такой коррозии подвержены зоны врезок, радиусы переходов, сварные швы и прилегающие к ним участки. Локальные участки коррозионного разрушения характеризуются неравномерным распре-

делением вдоль оси патрубков вытянутых лунок диам. 5 – 7 мм и глубиной 0,1 – 2,0 мм, образующих вытянутые бороздки. Профилограммы толщины стенки, полученные методом ультразвукового сканирования с наружной стороны трубы, показали объемный характер распределения глубины поражений в развертке трубы и свидетельствуют о локализации поражений в определенных местах турбулизации потока на радиусе изгиба. Исследованиями макроструктуры и электронной фрактографией установлено наличие на внутренней поверхности змеевика плотных сплошных черных отложений продуктов коррозии, претерпевающих разрушение целыми конгломератами в локальных зонах катастрофической коррозии. Скелетированное преобразование микроструктуры с темным оттенком, типичным для диффузионного и упрочненного поверхностного слоя, позволило количественно оценить степень деградации микроструктуры по плотности границ зерен и глубину охвата коррозии 50 – 65 мкм. Методами масспектрального и рентгеновского электронномикроскопического анализов определен химический состав локальных микроучастков катастрофического разрушения; установлено, что отложения представляют собой продукты сульфидной коррозии

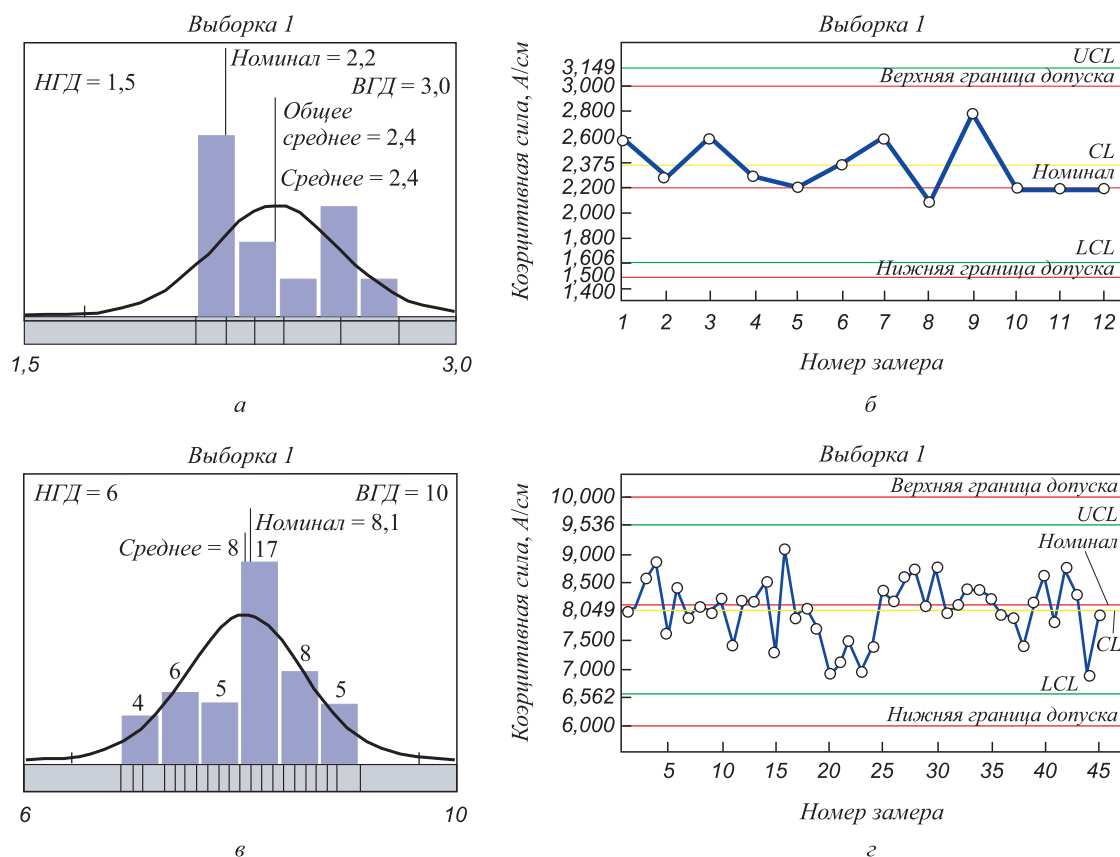


Рис. 4. Результаты замеров коэрцитивной силы образцов из стали Ст20 (типоразмер диам. 102×4, поверхность сварного шва) (а, б) и образцов из стали 15Х5М (типоразмер диам. 102×12, поверхность основного металла) (в, г): а, в – гистограммы; б, г – контрольные карты

металла, причем содержание серы в коксовых отложениях составляет более 13 %, в оксидной пленке 1,5 – 3,5 %. Установлено повышенное содержание подвижного водорода в металле. Определен механизм локального катастрофического коррозионного разрушения ТСПН. Турбулизация потоков вакуумного газойля и мазута, прямоочного бензина в зонах конструктивных элементов, вызванная гидравлическими условиями, приводит к кавитационно-эрозионному разрушению из-за низких демпфирующих свойств сульфидной пленки с коксовыми отложениями в последующем высокотемпературном сероводородном охрупчивании металла ТСПН. Предложен метод неразрушающего контроля объемной ультразвуковой толщинометрией, а также метод неразрушающего контроля качества сварных швов и последующей термической обработки ТСПН путем определения коэрцитивной силы, которые в сочетании с традиционными методами контроля механических свойств позволяют определять напряженно-деформационное состояние,

остаточный эксплуатационный ресурс ТСПН, а также выявлять кавитационно-эрозионные разрушения, что позволяет предотвратить аварийные ситуации.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лукьянов С.И., Бутин А.В., Евстигнеев А.А. и др. // Контроль и диагностика. 2010. № 10. С. 30 – 33.
2. Колотыркин Я.М. Металл и коррозия. – М.: Металлургия, 1985. – 88 с.
3. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Фролов А.В. и др. // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2011. № 9. С. 42 – 46.
4. Муравьев В.И., Евстигнеев А.А., Бахматов П.В., Бутин А.В. // Ученые записки «Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета». 2011. № IV-1 (8). С. 58 – 70.
5. Ким В.А., Муравьев В.И., Лукьянов С.И., Бутин А.В. // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2012. № 11. С. 35 – 38.
6. Улинг Г.Г., Ревин Р.У. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику / Пер. с англ.; под ред. А.М. Сухотиной. – Л.: Химия, 1989. – 456 с.

© 2014 г. Муравьев В.И., Лончаков С.З., Пицк В.С.  
Поступила 24 декабря 2013 г.

## ANALYSIS OF STRUCTURAL CHANGES IN THE ZONES OF LOCAL CATASTROPHIC DESTRUCTION OF PIPELINE SYSTEMS OF OIL REFINING

**Murav'ev V.I.**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Chief Researcher  
(vmuravyev@mail.ru)

**Lonchakov S.Z.**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher

**Pitsyk V.S.**, Postgraduate

Komsomolsk-on-Amur State Technical University (27, pr. Lenina,  
Komsomolsk-on-Amur, 681031, Russia)

**Abstract.** It has been found that the most dangerous corrosion type of pipeline systems of oil refining is a pitting one. Based on the volume and thickness measurements, as well as the results of the coercive force measurements, the mechanism of local catastrophic corrosion of pipeline systems of oil refining has been established. A method of non-destructive quality control of welding and subsequent heat treatment of pipeline systems of oil refining has been offered. It will prevent the emergency situations.

**Keywords:** corrosion, micro- and macro-structure, cavitation, thickness measurements, coercive force, sulfide deposits.

## REFERENCES

1. Luk'yanov S.I., Butin A.V., Evstigneev A.A., Murav'ev V.I., Kim V.A. Magnetic identification of the material microstruc-

ture. *Kontrol' i diagnostika*. 2010, no. 10, pp. 30–33. (In Russ.).

2. Kolotyarkin Ya.M. *Metall i korroziya* [Metal and corrosion]. Moscow: Metallurgiya, 1985. 88 p. (In Russ.).
3. Murav'ev V.I., Bakhmatov P.V., Frolov A.V., Evstigneev A.A., Butin A.V. The impact of structural changes of metal pipes for damage to pipeline systems for petroleum refining. *Khimicheskoe i neftegazovoe mashinostroyeniye*. 2011, no. 9, pp. 42–46. (In Russ.).
4. Murav'ev V.I., Evstigneev A.A., Bahmatov P.V., Butin A.V. Analytical evaluation and development of methods to improve the corrosion resistance of structural steels TSPN. *Uchenye zapiski «Komsomol'skogo-na-Amure gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta»*. 2011, no. IV-1 (8), pp. 58–70. (In Russ.).
5. Kim V.A., Murav'ev V.I., Luk'yanov S.I., Butin A.V. Corrosion processes and the resource of technological pipelines of ELOU-AVT-3. *Khimicheskoe i neftegazovoe mashinostroyeniye*. 2012, no. 11, pp. 35–38. (In Russ.).
6. Uling G.G., Revi R.U. *Korroziya i bor'ba s nei. Vvedenie v korrozionnuyu nauku i tekhniku* [Corrosion and the fight against it. Introduction to corrosion science and technology]. Sukhotina A.M. ed. Leningrad: Khimiya, 1989. 456 p. (In Russ.).

Received December 24, 2013

УДК 621.791.05:620.179

## МИКРОСТРУКТУРА, ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И АКУСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА РАЗРУШЕННОГО РОТОРА ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ\*

**Смирнов А.Н.<sup>1</sup>**, д.т.н., профессор (galvas.kem@gmail.com)

**Абабков Н.В.<sup>1</sup>**, к.т.н., доцент

**Козлов Э.В.<sup>2</sup>**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой

**Конева Н.А.<sup>2</sup>**, д.ф.-м.н., профессор

**Быкова Н.В.<sup>1</sup>**, инженер научно-инновационного управления

<sup>1</sup> Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева  
(Россия, 650000, Кемерово, ул. Весенняя, 28)

<sup>2</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет  
(Россия, 634003, Томск, пл. Соляная, 2)

**Аннотация.** Проведено исследование металла фрагмента разрушенного ротора паровой турбины разрушающими и неразрушающими методами контроля для выявления причин разрушений и для предотвращения в будущем подобных случаев. Исследовано структурное состояние металла разрушенного ротора с применением методов электронной микроскопии. Установлена взаимосвязь акустических характеристик и параметров микроструктуры металла разрушенного ротора.

**Ключевые слова:** ротор паровой турбины, микроструктура, микротрещины, диагностика.

В настоящее время в России более 80 % (в энергетике более 90 %) промышленного оборудования отра-

ботало свой расчетный срок. Разрушения технических устройств или их элементов могут привести и приводят

\* Авторы признательны сотрудникам кафедры физики ТГАСУ Н.А. Поповой, М.В. Федорищевой, Н.Р. Сизоненко, Е.Л. Никоненко и М.П. Калашникову за участие в проведении исследований, а также Б.Р. Fensterу (ООО «Энергопром – М») за участие в постановочных экспериментах.

к крупным техногенным катастрофам с человеческими жертвами, поэтому особенно актуальной является задача обеспечения (управления) безопасной эксплуатации потенциально опасного оборудования [1 – 3].

Металл элементов энергетического оборудования (таких, как роторы паровых турбин) работает в критических условиях: при высоких температурах и при воздействии высоких напряжений, вызванных усилиями самокомпенсации и массовыми нагрузками.

В практике эксплуатации паровых турбин известны серьезные аварии в результате повреждения роторов. Большое внимание привлекли следующие случаи: авария на тепловой электростанции в США (штат Теннесси, 1974 г.); авария в России на Каширской ГРЭС-4 [4] (октябрь 2002 г.); авария в Украине на одном из энергоблоков Приднепровской ТЭС (2007 г.).

Большой интерес представляет исследование металла разрушенных роторов паровых турбин высокого давления для выявления причин их разрушений и для предотвращения в будущем подобных случаев. В настоящей работе приведены результаты исследований металла фрагмента разрушенного ротора паровой турбины высокого давления (рис. 1) после наработки 293 061 ч на ОАО «Западно-Сибирская ТЭЦ» (г. Новокузнецк).

При изучении поверхности разрушения установлено, что излом имеет вид, характерный для многоцикло-вой усталости. На изломе отчетливо различаются зоны, соответствующие трем стадиям: зарождения разрушения, устойчивого (стабильного) роста усталостной трещины и нестабильного (ускоренного) распространения трещины. Очаг разрушения расположен в зоне технологического паза.

Для экспериментальных исследований был вырезан образец из разрушенного ротора паровой турбины высокого давления в виде диска диам. 290 мм и шириной 50 мм, включающий с одной стороны поверхность излома.

Химический состав исследованного металла был определен на оптико-эмиссионном спектрометре

«Q4 Tasman». Металл разрушенного ротора содержал 0,34 % С, 0,26 % Si, 0,37 % Mn, 1,53 % Cr, 1,6 % Ni, 0,30 % Mo, 0,008 % P, 0,006 % S (по массе). Сталь 34ХН1МА по ТУ 108-1028 – 81 содержит 0,30 – 0,40 % С, 0,17 – 0,34 % Si, 0,50 – 0,80 % Mn, 1,30 – 1,70 % Cr, 1,30 – 1,70 % Ni, 0,20 – 0,30 % Mo, ≤0,025 % P, ≤0,025 % S (по массе).

Ротор паровой турбины изготовлен из стали 34ХН1МА, которая относится к классу конструкционных легированных сталей и предназначена для изготовления валов, роторов, дисков паровых турбин, валов-шестерен, муфт, зубчатых колес и других особо ответственных, тяжело нагруженных деталей, работающих при температуре до 500 °С.

На первом этапе металл разрушенного ротора был исследован спектрально-акустическим методом, который предназначен для изучения структурно-фазового состояния металла и основан на измерении времени задержки ( $R$ , нс) и скорости распространения ( $V$ , м/с) волн Релея (измерительно-вычислительный комплекс «Астрон» [5 – 9]).

Для измерения акустических характеристик исследуемая поверхность образца была разбита на 78 участков. После установки датчика на каждом участке проводили измерения в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Для получения достоверных результатов измерения проводили в каждой точке не менее восьми раз, все измерения (скорость и время задержки волны) фиксировали в памяти программного модуля прибора. После проведенных измерений полученные значения обрабатывали методами математической статистики. На поверхности исследуемого диска выявлено пять участков (из 78) со значительными отклонениями акустических характеристик от среднестатистических (рис. 2), из этих участков были вырезаны шлифы для изучения микроструктуры.

Второй этап. В ходе исследования с применением рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-7) и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах (просвечивающий элект-

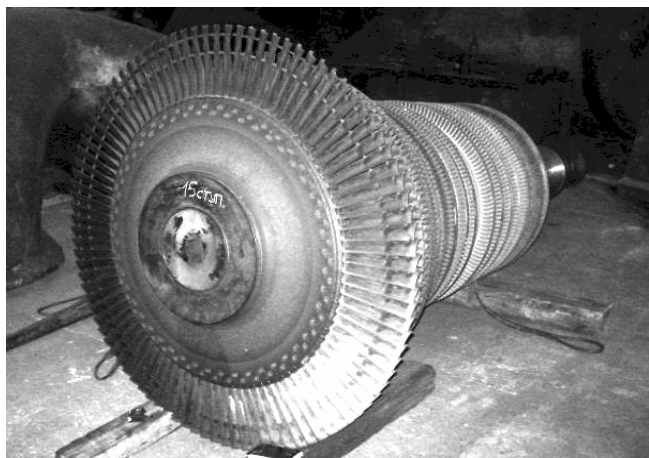


Рис. 1. Общий вид разрушенного ротора паровой турбины высокого давления

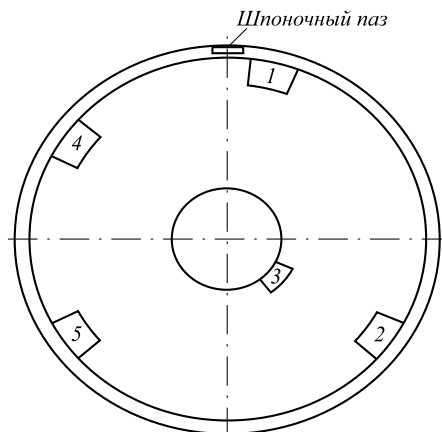


Рис. 2. Схема мест вырезки образцов для исследования

ронный микроскоп ЭМ-125) [10] установлено, что морфологически структура  $\alpha$ -фазы во всех исследованных образцах представлена в виде нефрагментированного и фрагментированного бейнита (табл. 1).

За исходное состояние материала была принята структура образца 3 (как наиболее характерная для металла в сечении ротора), которая на 75 % состоит из нижнего бейнита и на 25 % из фрагментированного бейнита (рис. 3).

Амплитуды напряжения сдвига  $\sigma$ , создаваемого дислокационной структурой, и моментных напряжений  $\sigma_d$ , создаваемых избыточной плотностью дислокаций, приведены в табл. 2 (амплитуда моментных напряжений  $\sigma_d$  представлена как сумма двух напряжений, обеспечивающих пластический ( $\sigma_{пл}$ ) и упругий ( $\sigma_{упр}$ ) изгибы кристаллической решетки, т.е.  $\sigma_d = \sigma_{пл} + \sigma_{упр}$ ).

В отличие от исходного образца 3, в образцах 1, 2, 4 и 5 имеет место упруго-пластический изгиб. В этих образцах сформировались упруго-пластические моментные напряжения, амплитуда которых существенно превышает величину скалывающих (сдвиговых) напряжений  $\sigma$ . При этом скалывающие напряжения вблизи поверхности излома практически одинаковы, но выше, чем в исходном образце 3. Амплитуда упругих моментных напряжений практически в два раза меньше, чем пластических. Исключение составляет образец 2, в котором, наоборот, амплитуда упругих моментных напряжений больше пластических практически в три раза.

В структуре образца 2 как в его фрагментированной, так и в нефрагментированной областях наблюдаются микротрещины (рис. 4). Доля материала, занятого областями, которые содержат микротрещины, составляет 25 % (по объему). С одной стороны, образование микротрещин приводит к релаксации напряжений, скалярная плотность в этих областях уменьшается, фрагментированная структура разрушается. С другой стороны, в устье образовавшихся микротрещин присутствуют в виде «факела» тонкие изгибные экстинкционные контуры. Наличие таких контуров свидетельствует о возникновении в этих местах упругих ло-

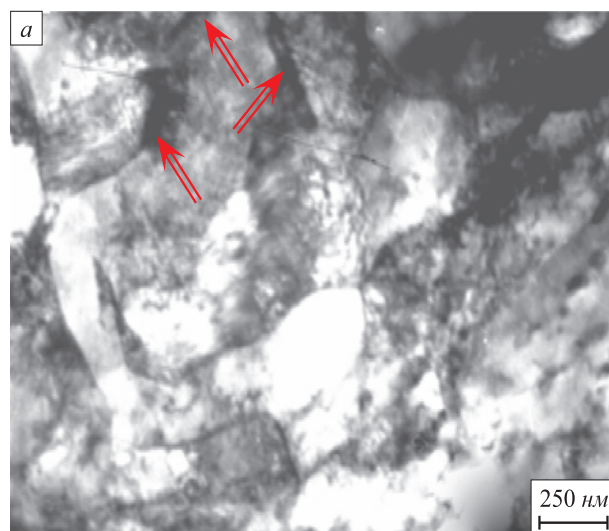
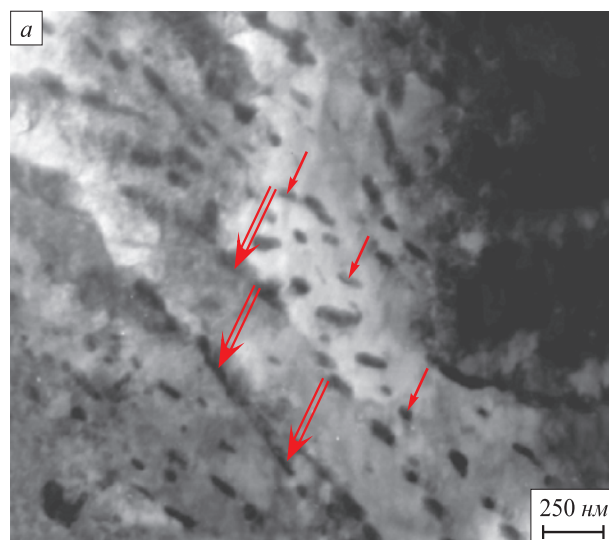


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение участка образца 3:

*a* – нижний бейнит; *б* – фрагментированный бейнит

Т а б л и ц а 2

**Амплитуда напряжения сдвига  $\sigma$  и моментных напряжений  $\sigma_d$  (числитель и знаменатель) в различных морфологических составляющих структуры и в среднем по материалу**

| Образец | Содержание, % |                          |                      |
|---------|---------------|--------------------------|----------------------|
|         | нижний бейнит | фрагментированный бейнит |                      |
|         |               | анизотропные фрагменты   | изотропные фрагменты |
| 3       | 75            | 25                       | 0                    |
| 1       | 25            | 60                       | 15                   |
| 2       | 20            | 80                       | 0                    |
| 4       | 50            | 50                       | 0                    |
| 5       | 40            | 40                       | 20                   |

Т а б л и ц а 1

**Содержание морфологических составляющих (вблизи поверхности излома)**

| Образец | Амплитуды напряжений, МПа |                          |                      |                        |
|---------|---------------------------|--------------------------|----------------------|------------------------|
|         | нижний бейнит             | фрагментированный бейнит |                      | в среднем по материалу |
|         |                           | анизотропные фрагменты   | изотропные фрагменты |                        |
| 3       | 360/340                   | 560/370                  | —/—                  | 410/350                |
| 1       | 430/370                   | 370/370                  | 310/310              | 380/360 + 190          |
| 2       | 420/370                   | 490/450                  | —/—                  | 450/420 + 1100         |
| 4       | 460/340                   | 400/400                  | —/—                  | 430/370 + 150          |
| 5       | 460/340                   | 400/400                  | 450/450              | 440/390 + 260          |

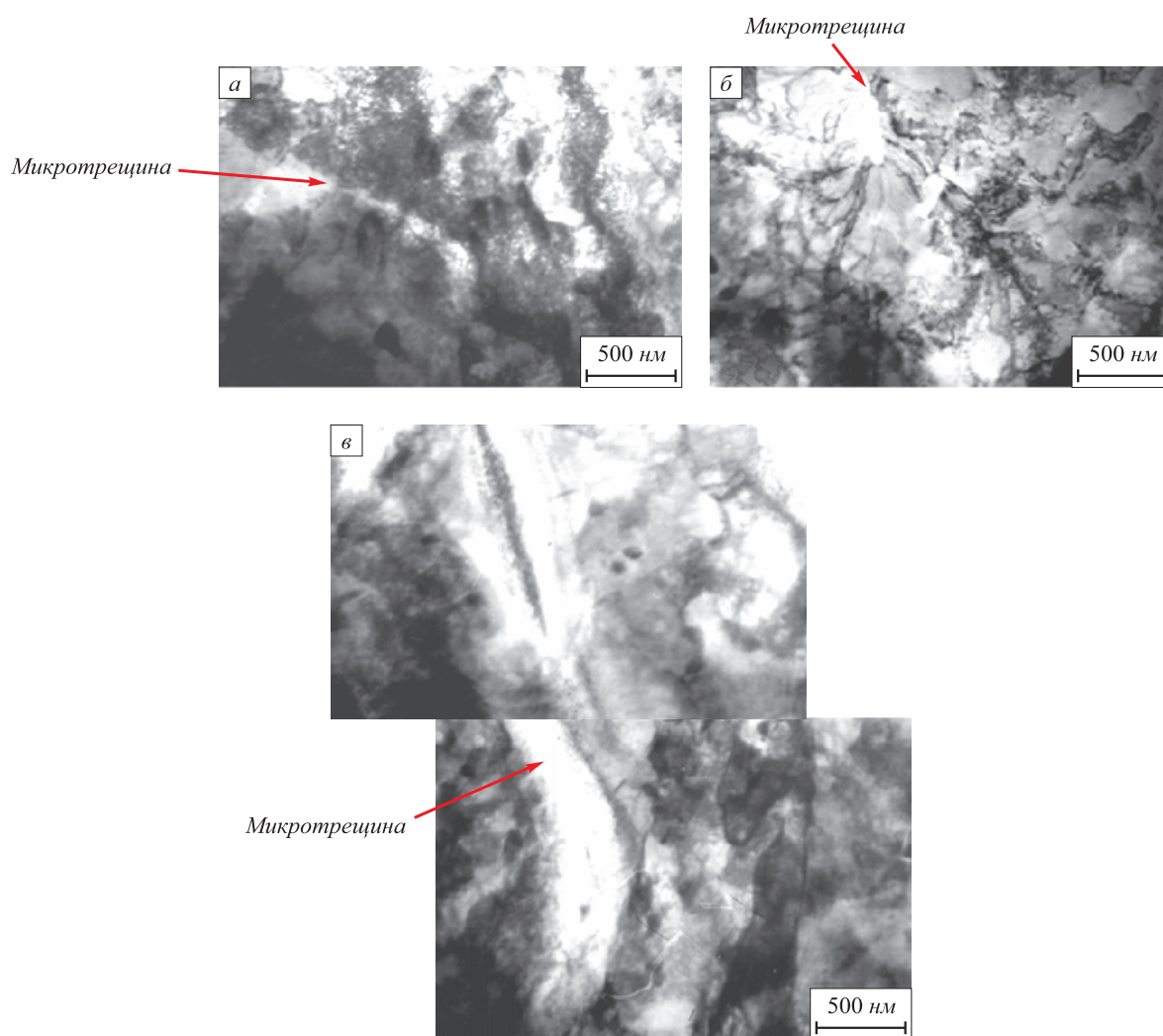


Рис. 4. Образование микротрещин в нижнем бейните (*а, б*) и фрагментированном бейните с анизотропными фрагментами (*в*) в образце 2

кальных (моментных) напряжений, амплитуда которых возрастает примерно до 4400 МПа; поэтому амплитуда локальных (моментных) напряжений в образце 2 по сравнению с другими исследованными участками изделия в 2,5 – 3 раза выше.

В итоге было проведено сравнение полученных средних по материалу значений  $\sigma$  и  $\sigma_d$  с результатами измерения акустических характеристик исследуемого металла. Анализ результатов микроскопических исследований и измерения акустических характеристик показал высокую чувствительность и эффективность спектрально-акустического метода (рис. 5) для оценки изменений микроструктуры и полей внутренних напряжений.

Установлено, что в участках фрагмента ротора, в которых более высокие значения  $\sigma_d$  (т.е. в которых больший вклад вносит упругая составляющая напряжений) отмечаются более высокие значения  $R$  и меньшие  $V$ . Так, в образце 2 помимо самых высоких значений  $\sigma_d$  отмечены максимальные значения времени задержки и минимальные значения скорости распространения волн Релея.

**Выводы.** Спектрально-акустическим методом в зоне излома разрушенного ротора выявлены четыре

участка с акустическими характеристиками, значительно отличающимися от характеристик на остальных участках сечения ротора (время задержки возрастает до 5839 нс). В отличие от исходного металла, в этих участках (образцах) сечения сформировались упруго-пластические моментные напряжения, амплитуда кото-

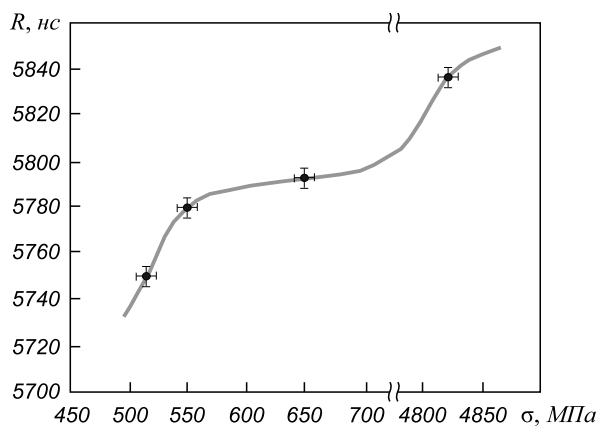


Рис. 5. Зависимость времени задержки ПАВ от среднего по материалу значения моментных напряжений

рых существенно превышает величину скалывающих (сдвиговых) напряжений, причем амплитуда упругих моментных напряжений почти в два раза меньше, чем пластических. Кроме того, в одном из образцов обнаружены микротрещины, в этом образце амплитуда упругих моментных напряжений больше пластических практически в три раза. Наличие отдельных участков в сечении ротора с высоким уровнем внутренних напряжений (с микротрещинами) способствовало ускорению разрушения. Образование этих участков произошло, вероятнее всего, при изготовлении ротора. Применение спектрально-акустического метода для оценки качества роторов турбин может оказаться эффективным экспресс-методом предотвращения аварийных ситуаций.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Резинских В.Ф., Гладштейн В.И., Авруцкий Г.Д. Увеличение ресурса длительно работающих паровых турбин. – М.: изд. МЭИ, 2007. – 296 с.
2. Смирнов А.Н., Абабков Н.В. // Известия Самарского научного центра РАН. 2010. Т. 12. № 1(2). С. 520 – 524.
3. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Горбунов С.В., Воробьев С.В., Коналов С.В. // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 1. С. 85 – 93.
4. Загреддинов И.Ш., Костюк А.Г., Трухний А.Д., Должанский П.Р. // Теплоэнергетика. 2004. № 5. С. 5 – 15.
5. Митенков Ф.М., Углов А.Л., Пичков С.Н., Попцов В.М. // Проблемы машиноведения и надежности машин. 1998. № 3. С. 3 – 9.
6. Углов А.Л., Ерофеев В.И., Смирнов А.Н. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации. – М.: Наука, 2009. – 278 с.
7. Перевалов С.П., Пермикин В.С., Бархатов Б.В., Гофман Ю.М. // Электрические станции. 1992. № 5. С. 43 – 47.
8. Углов А.Л., Попцов В.М. // Машиностроитель. 1993. № 11. С. 2 – 4.
9. Муравьев В.В., Муравьев М.В., Бехер С.А. // Дефектоскопия. 2002. № 8. С. 53 – 65.
10. Смирнов А.Н., Козлов Э.В. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2004. – 163 с.

© 2014 г. Смирнов А.Н., Абабков Н.В.,  
Козлов Э.В., Конева Н.А., Быкова Н.В.  
Поступила 9 января 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 10. Vol. 57, pp. 67–71.

### MICROSTRUCTURE, FIELDS OF INTERNAL STRESSES AND ACOUSTIC CHARACTERISTICS OF METAL OF DESTROYED STEAM TURBINE ROTOR

**Smirnov A.N.<sup>1</sup>**, Dr. Sci. (Eng.), Professor  
(galvas.kem@gmail.com)

**Ababkov N.V.<sup>1</sup>**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor

**Kozlov E.V.<sup>2</sup>**, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor; head of Department

**Koneva N.A.<sup>2</sup>**, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor

**Bykova N.V.<sup>1</sup>**, engineer scientific and innovative management

<sup>1</sup> Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev  
(28, Vesennaya str., Kemerovo, 650000, Russia)

<sup>2</sup> Tomsk State University of Architecture and Civil Engineering  
(2, Solyanaya sqr., Tomsk, 634003, Russia)

**Abstract.** To identify the causes of destruction and to prevent future similar cases, this paper focuses on research of the metal fragment of destroyed steam turbine rotor by destructive and non-destructive methods. Using methods of electronic microscopy, a metal structure condition of destroyed rotor is researched. The correlation between acoustic characteristic with metal microstructure parameters of destroyed rotor is established.

**Keywords:** rotor of the steam turbine, microstructure, microcrack, diagnostic.

#### REFERENCES

1. Rezinskih V.F., Gladstein V.I., Avrutsky G.D. *Uvelichenie resursa dlitel'no rabotayushchikh parovykh turbin* [Increased resource of continuously operating steam turbines]. Moscow: MEI, 2007. 296 p. (In Russ.).
2. Smirnov A.N., Ababkov N.V. The integrated approach to assessing the work of energy equipment elements. *Izvestiya Sam. scient. Center of RAS*. 2010, Vol. 12, no. 1 (2). pp. 520–524. (In Russ.).
3. Ivanov J.F., Gromov V.E., Gorbunov S.V., Vorobiev S.V., Konovalov S.V. Gradient structure-phase states, formed in 08Cr18Ni10Ti steel by cycle fatigue to the failure. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2011, Vol. 112, no. 1. pp. 85–93. (In Russ.).

4. Zagredinov I.S., Kostyuk A.G., Truhny A.D., Dolzhansky P.R. Destruction of 300 MW turbine unit of Kashirskaya State District Power Station: causes, consequences and output. *Thermal Engineering*. 2004, no. 5, pp. 5–15. (In Russ.).
5. Mitenkov F.M., Uglov A.L., Pichkov S.N., Poptsov V.M. On a new material control method of equipment damage of NPP, as well as hardware and software tools for its implementation. *Problems of Mechanical Engineering, and the reliability of the machines*. 1998, no. 3. pp. 3–9. (In Russ.).
6. Uglov A.L., Erofeev V.I., Smirnov A.N. *Akusticheskii kontrol' oborudovaniya pri izgotovlenii i ekspluatatsii* [Acoustic monitoring of the equipment in manufacturing and operating]. Moscow: Nauka, 2009. 278 p. (In Russ.).
7. Perevalov S.P., Permikin B. C., Barhatov B.V., Hoffman Yu.M. Metal damage assessment, operating under high-temperature creep, by the acoustic method. *Electric Station*. 1992, no. 5. pp. 43–47. (In Russ.).
8. Uglov A.L., Poptsov V.M. The new automated system of NDT strength and reliability of machine elements and structures. *Mechanical Engineering*. 1993, no. 11, pp. 2–4. (In Russ.).
9. Murav'ev V.V., Murav'ev M.V., Becher S.A. The new automated system of NDT strength and reliability of machine elements and structures. *Defectoscopy*. 2002, no. 8, pp. 53–65. (In Russ.).
10. Smirnov A.N., Kozlov E.V. *Substruktura, vnutrennie polya napryazhenii i problema razrusheniya paroprovodov iz stali 12Kh1MF* [Substructure, internal stress fields and the problem of the destruction of steel steam pipes of 12Cr1MoW grade]. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat, 2004. 163 p. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The authors are grateful to the staff of the Department of Physics of TSUACE: Popova N.A., Fedorishcheva M.V., Sizonenko E.G., Nikonenko E.L. and Kalashnikov M.P. for the participation in research and Fenster B.R. (JSC “Energoprom-M”) for the participation in the production experiments.

Received January 9, 2014

Над номером работали:

Юсфин Ю.С., *главный редактор*

Протопопов Е.В., *заместитель главного редактора*

Ивани Е.А., *заместитель главного редактора*

Олендаренко Н.П., *заместитель ответственного секретаря*

Потапова Е.Ю., *заместитель главного редактора по развитию*

Бащенко Л.П., *ведущий редактор*

Запольская Е.М., *ведущий редактор*

Расенец В.В., *верстка, иллюстрации*

Кузнецов А.А., *системный администратор*

Острогорская Г.Ю., *менеджер по работе с клиентами*

---

Подписано в печать 5.11.2014. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4380. Цена свободная.

---

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.  
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.  
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35