МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

# ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИ ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2013

#### Главный редактор:

Ю.С. ЮСФИН

#### Заместитель главного редактора:

С.П. МОЧАЛОВ

#### Ответственный секретарь:

А.Г. ГЛЕБОВ

#### Заместитель ответственного секретаря:

Н.П. ОЛЕНДАРЕНКО

#### Члены редакционной коллегии:

M.B. ACTAXOB

Г.В. АШИХМИН

В.Д. БЕЛОВ

Е.П. ВОЛЫНКИНА

С.М. ГОРБАТЮК

ГУОИ ТАНГ (Китай)

К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела

«Ресурсосбережение в черной металлургии»

В.Е. ГРОМОВ

А.В. ДУБ, редактор раздела

«Инжиниринг в черной металлургии»

Р. КАВАЛЛА

В.М. КОЛОКОЛЬЦЕВ

К.Л. КОСЫРЕВ, редактор раздела

«Металлургические технологии»

В.В. КУРНОСОВ

С.С. ЛАЗУТКИН

Л.П. МЫШЛЯЕВ, редактор раздела

«Информационные технологии

и автоматизация в черной металлургии»

С.А. НИКУЛИН

Г.С. ПОДГОРОДЕЦКИЙ

Л.А. ПОЛУЛЯХ

Е.В. ПРОТОПОПОВ

Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела

«Рациональное природопользование

в черной металлургии»

С.В. СОЛОДОВ

Н.А. СПИРИН

М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ

М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела

«Материаловедение и нанотехнологии»

М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария)

А.Б. ЮРЬЕВ

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 (499) 236-14-27;
654007, Новокузнецк, 7, Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42
Сибирский государственный индустриальный университет, тел. (3843) 74-86-28

Журнал представлен в сети INTERNET на сервере «Металлургическая отрасль России» (www.rusmet.ru) по адресам: http://www.rusmet.ru/izvuzchermet

E-mail: ferrous@misis.ru http://www.sibsiu.ru/Divisions\_RedJIzVz.shtml E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

#### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

УДК 669.046:661.665

#### И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский

Сибирский государственный индустриальный университет

# ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА БОРИДА ХРОМА ПРИ РАФИНИРОВАНИИ, ХРАНЕНИИ И НАГРЕВАНИИ НА ВОЗЛУХЕ

Аннотация. Проведено исследование изменения химического состава нанопорошка борида хрома CrB₂ при рафинировании, хранении и нагревании на воздухе. Определены условия эффективного рафинирования борида хрома от свободных бора, углерода и хрома, включающие последовательно проводимые щелочную (NaOH) и кислотную (HCl) обработки. Изучено взаимодействие борида хрома с атмосферными газами (кислородом и влагой), протекающее по адсорбционно-диффузионному механизму и сопровождающееся значительным повышением окисленности в первые 24 ч. Установлено, что при увеличении размера частиц от 26 до 75 нм величина окисленности изменяется (17,01 − 10,82)·10<sup>-7</sup> кг O₂ ·м⁻² поверхности порошка. Для окисленности получена аналитическая размерная зависимость. Температура начала окисления на воздухе зависит от уровня дисперсности и составляет для нанопорошка 763 К, а микропорошка − 793 К.

Ключевые слова: диборид хрома, нанопорошок, рафинирование, хранение, нагревание, окисление.

# INVESTIGATION OF THE CHANGE OF CHEMICAL COMPOSITION OF CHROMIUM BORIDE BY THE REFINING, STORAGE AND HEATING IN THE AIR

Abstract. The investigation of the change of chemical composition of the nanopowder of chromium boride CrB<sub>2</sub> by the refining, storage and heating in the air is investigated. The conditions of effective refining of chromium boride from free boron, carbon and chromium, including consistently held alkaline (NaOH) and acid (HCl) treatment are identified. The interaction of chromium boride with atmospheric gases (oxygen and moisture), taking place on the adsorption-diffusion mechanism and accompanied by a significant increase in oxidation in the first 24 hours is studied. It is established that with increasing of the particle size from 26 to 75 nm, the value of oxidation is changed from 17,01·10<sup>-7</sup> to 10,82·10<sup>-7</sup> kg of oxygen ·m<sup>-2</sup> of surface of the powder. The analytical dimensional dependence is received for oxidation. The temperature of the beginning of oxidation in the air depends on the level of dispersion and it is 763 K for the nanopowder and 793 K for micropowder.

Keywords: chromium boride, nanopowder, refining, storage, heating, oxidation.

Борид хрома состава  ${\rm CrB}_2$ , синтезированный в наносостоянии, является востребованным материалом в технологии композиционных гальванических покрытий [1, 2]. Однако наносостояние обусловливает значительное отличие его физико-химических свойств по сравнению с боридом хрома стандартной гранулометрии и определяет необходимость их дополнительного исследования. В связи с этим целью настоящей работы является исследование изменения химического состава нанопорошка борида хрома при рафинировании, хранении и нагревании на воздухе.

## Изменение химического состава борида хрома при рафинировании

В настоящее время, несмотря на разнообразие составов и вариантов получения нанопорошков синтетических высокотемпературных сверхтвердых соединений, жесткие требования со стороны потребителей обусловливают, по крайней мере, двустадийность всех известных технологий их производства, включающего получение и рафинирование, причем последнее зачастую предполагает сочетание гидро- и пирометаллургических операций. Гальванические композиционные

покрытия как сфера применения борида хрома не является исключением и также ориентированы на использование высококачественного борида хрома. Однако исследование фазового и химического составов этого вещества, полученного из различного хромсодержащего сырья, показывает, что он содержит примеси бора, углерода и хрома.

Сопутствующий бориду хрома углерод является продуктом пиролиза метана. Содержание пиролитического углерода в бориде хрома составляет 1,74 – 2,46 % (по массе), что значительно превосходит допустимое значение для гальванических покрытий, составляющее обычно 0.4 - 0.6 % (по массе). Рентгеновским анализом не установлено образование углеродсодержащих фаз (карбидов бора и хрома) и кристаллических модификаций углерода. Выделенные флотацией в щелочном растворе образцы углерода имеют удельную поверхность 80 000 – 100 000 м<sup>2</sup>/кг. Исследования методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) показывают (рис. 1,  $a - \epsilon$ ), что пиролитический углерод образует в нанопорошке «микроагрегаты» частиц размером до 100 - 150 нм, включающие 6 - 10 частиц размером 20 – 40 нм. Малый размер углеродных частиц обусловливает его относительно низкую тер-

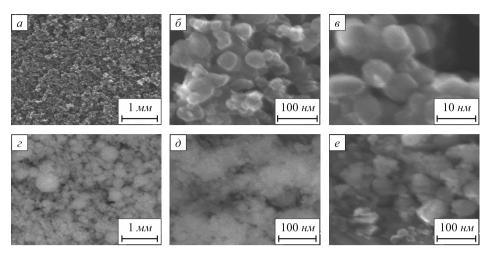


Рис. 1. Микрофотографии (РЭМ) нанопорошков пиролитических углерода  $(a, \delta, s)$  и бора  $(c, \delta, e)$ : a, c – «микроагрегаты»;  $\delta, \delta$  – ансамбль частиц и «микроагрегатов»; s, e – отдельные частицы

моокислительную устойчивость на воздухе: окисление происходит в интервале температур 673 - 850 К (рис. 2, a).

Сопутствующий бориду хрома бор является продуктом пиролиза бороводородов. Содержание пиролитического бора в бориде хрома составляет 1,09-1,26% (по массе), что превышает рекомендуемое в технологии гальванических покрытий содержание 0,3-0,5% (по массе). Выделенные флотацией в щелочном растворе образцы бора имеют удельную поверхность  $90\,000-110\,000\,\text{m}^2/\text{kr}$ . Микрофотографии (РЭМ) нанопорошка бора приведены на рис.  $1, 6-\partial$ . Можно видеть, что бор в наносостоянии образует, как и пиролитический углерод, «микроагрегаты» размером  $200-400\,\text{hm}$ , состоящие из частиц широкого (от  $10\,\text{до}$   $40\,\text{hm}$ ) размерного диапазона. При нагревании на воздухе нанодисперсный порошок бора окисляется в интервале температур  $553-975\,\text{K}$  (рис. 2, 6).

Таким образом, пиролитические бор и углерод вероятнее всего присутствуют в нанопорошке борида хрома в виде равномерно распределенных примесей, образующихся на стадии синтеза и не связанных в соединения, твердые растворы и не включаемых в шлаковые, футеровочные и другие материалы. При этом одинаково высокий и сопоставимый уровень дисперсности борида хрома, примесей бора и углерода затрудняют или делают практически невозможным использование

приведенных в работе [3] рекомендаций по обогащению борида хрома стандартной гранулометрии традиционными химическими и физическими методами. Можно ожидать достижения положительного эффекта при низкотемпературном электроразрядном обогащении, предлагаемом в работе [4] для тонкодисперсных неорганических материалов. Однако применение этого способа представляется целесообразным в первую очередь для аналитических целей и получения материалов в препаративных количествах. В работе [5] отмечается частичная флотация нанодисперсного углерода в растворах электролитов - суспензий при значениях pH = 2.0 - 2.2. Однако эффективность ее невысока из-за низких скоростей осаждения частиц основного компонента. В связи с этим исследована возможность флотации нанодисперсных углерода и бора в более широком (от 2 до 12) интервале значений рН. В качестве исходного образца использовался порошок борида хрома с удельной поверхностью 31 000 м<sup>2</sup>/кг, содержащий 2,2 % С и 1,1 % В. Для получения растворов с различной кислотностью использовали азотную кислоту (ГОСТ  $4461 - 77^*$ , изм. 03.84, 10.90) и гидроксид натрия (ГОСТ 4228 – 77\*, изм. 12.79, 02.88) и их смеси с водой. Концентрация порошка в суспензиях изменялась в пределах от 30 до 100 кг/м<sup>3</sup>. Приготовленные суспензии в течение часа перемешивали сжатым воздухом, после чего отстаивали до получения чистого слива в

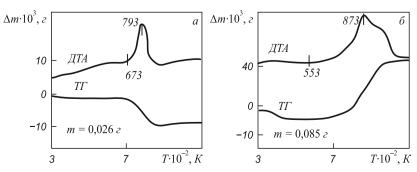


Рис. 2. Дериватограммы пиролитических углерода (а) и бора (б)

течение 1,5-2,0 и 18-24 ч при значениях pH=8-12 и pH=2-4. Растворы с бор- или углеродсодержащей «пеной» декантировали, а в высушенном порошке определяли содержание общего углерода или свободного бора.

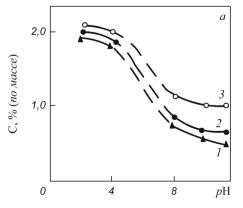
Результаты исследования представлены на рис. 3 в виде зависимости остаточных содержаний углерода и бора от условий флотации: pH раствора и концентрации порошка в нем. Можно видеть, что достаточно высокий эффект, обеспечивающий фактически трехкратное снижение содержания примесей, достигается при флотации в щелочных средах и концентрации порошка в растворе  $30-60 \ \text{кг/м}^3$ .

Сопутствующий бориду в нанопорошке свободный хром является, по-видимому, продуктом испарения исходного порошка хрома и конденсации его паров, т.е. по уровню дисперсности близок к основному компоненту. Содержание свободного хрома в нанопорошке борида составляет 1,65 - 2,00 % (по массе), что предопределяет поиск эффективных условий его удаления. Обычно для удаления из тугоплавких соединений примесей металлов и их оксидов применяют обработку соляной кислотой, смесью кислот соляной и азотной, фтористоводородной и азотной [6]. При этом наиболее эффективным является способ очистки обработкой смесью кислот азотной концентрацией 7,5 – 12,5 М и фтористоводородной концентрацией 2,0 - 3,0 М, взятых в объемном отношении 1:(3:5), при кипячении в течение 2,5 – 3,0 ч. В присутствии азотной кислоты металлические примеси и их оксиды образуют растворимые нитритные комплексы, в то время как при обработке одной фтористоводородной кислотой могут образовываться нерастворимые фториды. Обработка тугоплавких соединений смесью азотной и фтористоводородной кислот обеспечивает удаление примесей железа, марганца, никеля, хрома, меди, натрия, калия, кремния и их оксидов и рекомендуется для порошков крупностью от 5 до 200 мкм. Однако достаточно высокая растворимость нанопорошка борида хрома в смеси азотной и фтористоводородной кислот делает нецелесообразным реализацию такого варианта рафинирования. Поэтому в основу рафинирования борида от свободного хрома положена обработка осадка, образующегося после удаления примесей бора и углерода и слива раствора, соляной кислотой концентрацией не ниже 35 % при кипячении в течение 0,5 ч. Рафинирование нанопорошка борида хрома в этих условиях позволяет достичь остаточного содержания свободного хрома порядка 0.5-0.7% (по массе).

Результаты исследований позволяют предложить технологическую схему рафинирования борида хрома, включающую последовательно реализуемые щелочную (NaOH) обработку для очистки от свободных бора и углерода и кислотную (HCl) обработку для очистки от свободного хрома. Результаты опробования технологической схемы рафинирования для борида хрома двух вариантов синтеза приведены в табл. 1. Можно видеть, что в процессе рафинирования фазовый состав борида не меняется. Удаление примесей происходит достаточно полно, что обеспечивает достижение содержания борида порядка 96 % (по массе). В процессе рафинирования происходит снижение удельной поверхности, что свидетельствует о потере в гидрометаллургических операциях наиболее мелких фракций. Таким образом, предлагаемая технология рафинирования обеспечивает получение борида хрома требуемого химического состава и дисперсности. Реализация технологии рафинирования возможна как на стадии производства, так и применения борида хрома.

#### Изменение химического состава борида хрома при хранении на воздухе

На стадии синтеза и хранения на воздухе нанопорошки борида хрома активно поглощают влагу и кислород, содержащиеся в плазмообразующем и атмосферном газах, т.е. ведут себя подобно исследованным ранее нанодисперсным системам [6].



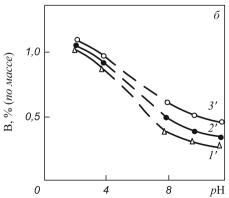


Рис. 3. Зависимость остаточного содержания углерода (a) и бора (b) в бориде хрома от условий флотации: 1 и 1', 2 и 2', 3 и 3' – концентрация нанопорошка CrB<sub>2</sub> в растворе 30, 60 и 100 кг/м $^3$ ;  $1-(2,20 \div 0,50) \pm (0,05 \div 0,02)$ ;  $2-(2,20 \div 0,65) \pm (0,05 \div 0,02)$ ;  $3-(2,20 \div 1,00) \pm (0,05 \div 0,03)$ ;  $1'-(1,10 \div 0,25) \pm (0,03 \div 0,01)$ ;  $2'-(1,10 \div 0,35) \pm (0,03 \div 0,01)$ ;  $3'-(1,10 \div 0,50) \pm (0,03 \div 0,02)$ 

Таблипа 1

	Изменение хараг	ктеристик борида х	рома при рафинировании
--	-----------------	--------------------	------------------------

Условия рафинирования	Содержа	$S_{yz}$ , $M^2/K\Gamma$			
F. W. T.	CrB <sub>2</sub>	Сг	Всвоб	Ссвоб	M <sup>2</sup> /ΚΓ
Исходный состав CrB <sub>2</sub> /CrB <sub>2</sub>	93,20 93,61	<u>1,85</u> –	2,10 1,89	<del>-</del> 2,21	34 000 33 000
1.1 Обработка раствором NaOH (ГОСТ 4328 – 77*, изм. 01.12.79, 02.02.88)), $\rho = 1220~{\rm kr/m^3}$ , $C = 20~\%$ , $T: {\rm K} = 1:2$ , $T = 373~{\rm K}$ , $p{\rm H} = 12$ 1.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709 – 72*, изм. 01.10.85, 02.09.90), $T: {\rm K} = 1:20$ , $3 - 5$ раз, отстаивание, декантация	94,72 96,41	<u>1,88</u> -	0,52 0,46	<u>-</u> 0,54	32 000 32 000
2.1 Обработка осадка раствором HCl (ГОСТ 3118 – 77*, изм. 01.02.85), $\rho = 1174$ кг/м³, $C = 35$ %, до $\rho$ H = 1, $T = 373$ K, $\tau = 1$ ч 2.2 Отмывка дистиллированной водой (ГОСТ 6709 – 72*, изм. 01.10.85, 02.09.90), Т:Ж = 1:20, 3 – 5 раз, отстаивание, декантация 2.3 Сушка осадка при $T = 423$ К	95,97 -	<u>0,59</u> _	<u>0,53</u> _	= -	31 000
				1	1

 $\Pi$  р и м е ч а н и е. Числитель и знаменатель — варианты синтеза (Cr + B) порошок + (N $_2$  + H $_2$ ) плазма и (Cr $_2$ O $_3$  + B) порошок + CH $_4$  газ + N $_2$  плазма.

Взаимодействие нанопорошков борида хрома с кислородом технологических газов подтверждается расчетом материального баланса по кислороду и результатами исследования состава отходящих от реактора синтеза газов, показывающих, что практически одновременно с введением в плазменный поток сырья концентрация кислорода в них снижается с 0,6 - 1,4 до  $(3-7)\cdot 10^{-6}$  % (объемн.) и свидетельствующих о полном связывании кислорода плазмообразующего газа нанодисперсными продуктами синтеза. При этом содержание кислорода в нанопорошках борида, синтезированного из смесей бора с хромом (БХ-1), оксидом хрома (III) (БХ-2) и хлоридом хрома (III) (БХ-3) составляло 3,24, 1,87 и 2,98 % (по массе) соответственно. Однако на рентгенограммах образцов, даже подвергнутых вакуумному отжигу при остаточном давлении 0.3 - 0.7 Па при температуре 1173 К в течение 24 ч, кислородные соединения хрома и бора обнаружены не были. Синтез нанопорошков борида в специально подготовленных технологических газах, осущенных от влаги и очищенных от кислорода до остаточного содержания  $(2-7)\cdot 10^{-3}$  % (объемн.) на хромо-никелевом катализаторе при температуре 773 – 873 К или содержащих углеводороды, способствуют снижению содержания кислорода в нанопорошках всех вариантов синтеза до 0.52 - 0.82 % (по массе).

При исследовании взаимодействия борида хрома с атмосферными газами при хранении изучали газонасыщенность и окисленность его в зависимости от состава сорбированных на поверхности частиц газов, удельной поверхности, продолжительности контактирования с воздухом, а также определяли количественные характе-

ристики процессов сорбции – десорбции кислорода и кислородсодержащих газов.

Исследование газонасыщенности нанопорошка борида хрома в зависимости от состава сорбированных на поверхности частиц газов и продолжительности контактирования с воздухом проводили весовым методом на образцах двух типов: не контактировавших с воздухом; не контактировавших с воздухом и подвергнутых вакуумтермической обработке при температуре 973 К в течение 0,5 ч для удаления монооксида углерода. Взвешивание образцов проводили через каждые 2 ч в течение первых суток и далее через сутки. Содержание кислорода в бориде определяли методом высокотемпературной экстракции. В качестве объектов исследования были выбраны нанопорошки БХ-1 – 3, синтезированные с использованием очищенных от кислорода и паров воды технологических газов и характеризующиеся отсутствием на рентгенограммах кислородсодержащих соединений. Образцы БХ-3 предварительно отжигали в аргоне в течение 0,5 ч при температуре 473 ± 5 К для удаления хлористого водорода до остаточного количества не более 0,1 % (по массе), что позволило предотвратить разложение соединений при контакте с парами воды на воздухе. Для определения состава и оценки количества адсорбированных при синтезе и хранении газов образцы исследовали методами термодесорбционной массспектрометрии и термографии, а газообразные продукты десорбции - хроматографически. Сочетание этих методов анализа позволяет практически однозначно охарактеризовать состав продуктов термической десорбции и оценить их количество. Основные

Основные характеристик	и образнов борил	а хиома на пазличны	х сталиях исследования
Ochobner Aupuntepherma	и ооризцов оорид	a apona na pasan mbi	и стидиим песиедовинии

Voncymanyaryyyy of neavon	Значение характеристик для образцов						
Характеристики образцов	БХ-1	БХ-2	БХ-3				
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	34 000	33 000	31 000				
Общее содержание кислорода, % (по массе)	0,64/4,03	2,26/3,18	0,69/8,27				
Молекулярные массы продуктов десорбции	2, 12, 13 – 28/2, 12, 13, 16, 28	2, 13 – 16, 26 – 28/2, 13 – 16, 18, 26 – 28	2, 12, 13, 28, 36 – 38/2, 12, 13, 16, 18, 36 – 38				
Состав продуктов десорбции	H <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> /H <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> , O <sub>2</sub> , H <sub>2</sub> O	H <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> , CO/O <sub>2</sub> , H <sub>2</sub> O, CO, H <sub>2</sub> , N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> /H <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> , O <sub>2</sub> , H <sub>2</sub> O				
Количество адсорбированных газов, % (по массе)	1,74/6,62	1,69/3,39	0,13/9,51				

Примечание. Числитель и знаменатель – характеристики порошков до и после контактирования с воздухом.

характеристики образцов приведены в табл. 2. Можно видеть, что количество адсорбированных при синтезе газов колеблется в пределах 1,7-2,1% (по массе), а основными адсорбированными газами являются в зависимости от технологического варианта синтеза азот, водород, монооксид углерода. Газообразные соединения со значениями масс 12-18, 26-28, 36-38 хроматографически не обнаруживаются, что свидетельствует о нестабильности или содержании их в исследуемых образцах на уровне, не превышающем 0,2% (по массе).

При хранении на воздухе порошки борида хрома активно адсорбируют кислород и влагу. Максимальный привес образцов наблюдается в течение первых 18-24 ч, после чего в течение 10 суток масса образцов остается практически неизменной (рис. 4). За это время в порошках значительно возрастает содержание кислорода. Однако и при таком достаточно высоком содержании кислорода его соединения с хромом и бором на рентгенограммах не регистрируются. Из исследуемых образцов наименьшей сорбционной активностью отличается образец БХ-2, адсорбирующий на стадии синтеза монооксид углерода, высокая пассивирующая способность которого достаточно давно используется в

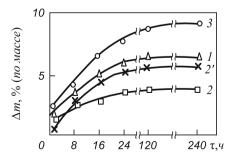


Рис. 4. Увеличение массы образцов при контакте их с воздухом (I-БX-1, 2-БX-2, 3-БX-3, 2'-БX-2 вакуумтермически обработанный):  $\Box -\Delta m = (1,69 \div 3,39) \pm (0,04 \div 0,07);$   $\times -\Delta m = (0,50 \div 5,78) \pm (0,01 \div 0,11);$   $\Delta -\Delta m = (1,74 \div 6,62) \pm (0,05 \div 0,12);$   $\bigcirc -\Delta m = (2,13 \div 9,51) \pm (0,06 \div 0,19)$ 

технологии металлических наносистем. Удаление монооксида углерода с поверхности частиц БХ-2 значительно повышает их сорбционную способность (рис. 4, кривая 2').

Исследование окисленности борида хрома в зависимости от величины его удельной поверхности и продолжительности контактирования с воздухом проводили на пяти образцах, характеристики которых приведены в табл. 3. Все образцы БХ-2 синтезированы по варианту борированием хрома в потоке азотно-водородной плазмы. Результаты исследований представлены в табл. 3. Можно констатировать значительное повышение окисленности борида в первые 24 ч для всех исследуемых образцов. При этом зависимость величины окисленности от размера частиц борида описывается уравнением (при значениях критерия Фишера  $F/F_{0.95}(3,10) = 0.124/3.6$ ) вида

$$a = [\lg_{0.81}(d_{y} - 9) + 30.5] \cdot 10^{-7}, \tag{1}$$

где a — окисленность, кг  $\mathrm{O_2}\cdot\mathrm{M^{-2}};\ d_{\scriptscriptstyle \mathrm{H}}$  — размер частиц борида хрома, нм.

При увеличении размера частиц от 26 до 75 нм величина окисленности изменяется от  $(17,01-10,82)\cdot 10^{-7}$  кг  $O_2\cdot M^{-2}$  поверхности.

Для определения состава и количества газов, сорбированных нанопорошком борида, с помощью хроматографического анализа исследовали газообразные продукты термической десорбции, получаемые при нагревании образцов БХ-1 в трубчатом реакторе в токе гелия при температур  $323-1023~{\rm K}$ , а также изучали дериватограммы образцов. Термическая десорбция газов с поверхности исследуемого нанопорошка начинается при температуре  $333~{\rm K}$  и завершается при прекращении убыли массы при температуре  $973~{\rm K}$ . В продуктах термической десорбции хроматографически обнаруживаются вещества  ${\rm O_2}~{\rm u}~{\rm H_2O}$ . Присутствие азота и водорода, обнаруживаемых масс-спектрометрически, не отмечается, что может быть связано с низким их содержанием. До  $90~{\rm w}$  влаги удаляется в интервале температур

Vanartanueturu	образиль	борила	vnowa	партинной писперсилсти
ларактеристики	ооразцов	оорида	хрома	различной дисперсности

V	Номер образца							
Характеристики образцов	1	2	3	4	5			
Содержание СгВ2 в бориде, % (по массе)	96,08	96,73	96,01	96,88	96,25			
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /кг	52 000	41 000	30 000	24 000	18 000			
Размер* частиц, нм	26	33	45	56	75			
Содержание кислорода после синтеза, % (по массе)	1,30	0,91	0,63	0,49	0,35			
Окисленность борида после синтеза, (кг $O_2 \cdot M^{-2}$ )· $10^7$	2,51	2,23	2,10	1,91	1,90			
Содержание кислорода после контакта с воздухом в течение 24 ч, % (по массе)	8,85	6,22	4,03	2,88	1,94			
Окисленность борида после контакта с воздухом в течение 24 ч, (кг $O_2$ ·м $^2$ )· $10^7$	17,01	15,16	13,43	12,02	10,82			

Примечание, \* рассчитывается по величине удельной поверхности.

333 – 443 К. Максимум испарения наблюдается при 413 К, о чем свидетельствует эндотермический эффект на дериватограммах. Десорбция влаги при температурах, значительно превышающих температуру испарения, позволяет предположить наличие на поверхности наночастиц адсорбционных центров, образующих химическую связь с молекулами воды. Десорбция кислорода происходит в интервале температур 533 – 723 К. Однако при этом удаляется не более 50 - 60 % кислорода. Остальное количество кислорода, по-видимому, диффундирует вглубь боридных наночастиц. Следовательно, процессы взаимодействия борида хрома с атмосферными газами можно охарактеризовать как адсорбционно-диффузионные, т.е. сопровождающиеся при определенных концентрационных и температурных условиях диффузией кислорода в объем наночастиц с образованием оксидных аморфных фаз.

Таким образом, при контакте с воздухом происходит интенсивная адсорбция боридом хрома атмосферных газов, в первую очередь паров воды и кислорода, обусловливающая при повышении температуры возможность поверхностного окисления наночастиц.

# Изменение химического состава борида хрома при нагревании на воздухе

Термоокислительную устойчивость синтезированных нанодисперсных порошков борида хрома исследовали в интервале температур 298-1373 К методами высокотемпературной рентгенографии и термогравиметрии. В качестве объектов исследования использовали образцы борида хрома, синтезированные по трем технологическим вариантам (БХ-1 – 3). Исследуемые образцы подвергали рафинированию, что позволило снизить в них содержание свободных бора, углерода и хрома до 0,4-0,6% (по массе). Для предотвращения тления нанопорошков борида хрома толщина насыпного слоя при съемке дериватограмм не превышала 1 мм. Для сравне-

ния изучено также окисление на воздухе порошка борида хрома крупностью 3-10 мкм, полученного из хлорида хрома (III) магниетермическим способом.

Данные о термоокислительной устойчивости, полученные высокотемпературной рентгенографией, приведены на рис. 5 в виде зависимости интенсивности характеристического пика CrB, (101) от температуры. При нагревании образцов до температуры 633 ± 20 К существенного изменения интенсивности пиков не отмечено. Дальнейшее повышение температуры приводит к увеличению их интенсивности, что вызвано. по-видимому, протеканием рекристаллизационных процессов. Интенсивность основного пика борида хрома, полученного магниетермическим восстановлением, повышается незначительно по сравнению с остальными образцами, что свидетельствует о большей упорядоченности его кристаллической решетки. При температуре выше 753 ± 20 К интенсивность пиков резко убывает и приближается к линии фона. Начало спада на кривой рентгеновской термической характеристики можно отнести к началу окисления борида хрома. При температуре 923 К на рентгенограммах нанопорошков присутствуют только слабые, сильно размытые рефлексы, соответствующие соединению CrB2. В отличие от них, на рентгенограмме борида, полученного магние-

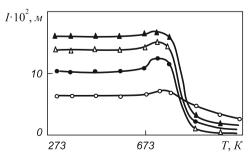


Рис. 5. Рентгеновская термическая характеристика борида хрома: ▲, △, ● – образцы БХ-1, БХ-2, БХ-3; О – борид хрома магниетермического синтеза

термическим синтезом, даже при температуре 1073 К основной характеристический пик, несмотря на малую интенсивность, четко выражен. Можно предположить, что окисление этого образца по сравнению с нанодисперсными порошками в рассматриваемом интервале температур протекает менее интенсивно. Окисленные образцы покрыты пленкой зеленого цвета, характерной для оксида хрома (III). Поскольку на рентгенограммах отсутствуют пики, соответствующие соединению  $\text{Сr}_2\text{O}_3$ , можно предположить образование его в аморфном состоянии.

Для уточнения температуры начала окисления борида хрома и определения некоторых кинетических характеристик процесса окисления проведено термографирование образцов. Полученные дериватограммы приведены на рис. 6. Для всех нанодисперсных порошков борида хрома в интервале температур 293 – 603 К характерна убыль массы образцов, достигающая 3,5 % для борида, полученного синтезом из элементов, 2,8 % – из оксида хрома (III) и 5,1 % – из хлорида хрома (III) (рис. 6, a - e), что связано с удалением сорбированных газов, причем максимальная десорбция наблюдается при температуре 350 – 440 К. Форма и величина пика (423 ± 8 K) на линии ДТА свидетельствует об удалении в рассматриваемом температурном интервале влаги. При дальнейшем нагреве образцов в интервале температур 603 – 623 К наблюдается увеличение массы образцов, а при температурах 743 ± 8 K,  $873 \pm 8 \text{ K (рис. 6, 6)}$  и  $793 \pm 8 \text{ K (рис. 6, a)}$  – экзотермические эффекты. Термографирование образцов высокодисперсных углерода и бора, выделенных из нанопорошков борида хрома флотацией, показало (рис. 2), что увеличение массы борида хрома обусловлено началом окисления свободного бора (553  $\pm$  8 K), а экзотермические эффекты (793  $\pm$  8 K, 873  $\pm$  8 K) соответствуют максимумам окисления примесей углерода и бора. Эффект  $(743 \pm 8 \text{ K})$  соответствует максимуму окисления свободного хрома, что подтверждается термохимическими расчетами. Температуру начала окисления борида хрома на исходных образцах установить не представляется возможным, поскольку этому препятствует наложение экзотермических эффектов окисления примесей высокодисперсных углерода, бора и хрома. Для удаления примесей образцы были отожжены на воздухе при температуре  $753 \pm 5$  К в течение 1 ч и термографированы. На дериватограмме (рис.  $6, \partial$ ) отсутствуют эффекты, соответствующие окислению примесей. Установленная по ней температура начала окисления нанодисперсного порошка CrB, составляет 763 ± 8 К. Окисление борида хрома является сложным многоступенчатым процессом, о чем свидетельствует наличие на термограммах неидентифицированных ввиду аморфного состояния продуктов экзотермических эффектов при температуре  $913 \pm 8$ ,  $963 \pm 8$  и  $1023 \pm 8$  К.

Термографирование борида хрома магниетермического синтеза крупностью  $3-10\,$  мкм, предварительно

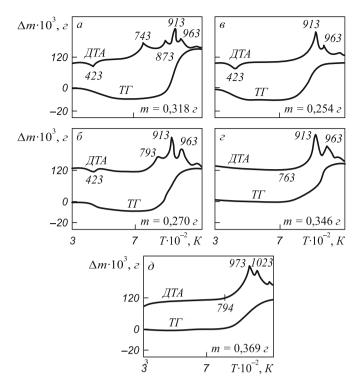


Рис. 6. Дериватограммы порошков борида хрома: a,  $\delta$ , s – образцы БХ-1, БХ-2, БХ-3;  $\varepsilon$  – образец БХ-1, отожженный на воздухе при температуре 753 К в течение 1 ч;  $\delta$  – борид хрома магниетермического синтеза

отожженного при  $753 \pm 5$  К в течение 1 ч, показало, что окисление его начинается при температуре  $793 \pm 8$  К, что на 30 К выше, чем у нанодисперсных порошков. Эффекты, соответствующие максимумам окисления  $CrB_2$ , также лежат в более высокотемпературной области (рис. 6,  $\delta$ ).

Таким образом, исследована термоокислительная устойчивость на воздухе нанопорошков борида хрома и сопутствующих им примесей углерода, бора и хрома. Температура начала окисления нанодиспрсных порошков CrB, составляет  $763 \pm 8$  K.

Выводы. Проведено исследование изменения химического состава нанопорошка борида хрома CrB, при рафинировании, хранении и нагревании на воздухе. Определены условия эффективного рафинирования борида хрома от свободных бора, углерода и хрома, включающие последовательно проводимые щелочную (NaOH) и кислотную (HCl) обработки. Изучено взаимодействие борида хрома с атмосферными газами (кислородом и влагой), протекающее по адсорбционно-диффузионному механизму и сопровождающееся значительным повышением окисленности в первые 24 ч. Установлено, что при увеличении размера частиц от 26 до 75 нм величина окисленности изменяется  $(17,01-10,82)\cdot 10^{-7}$  кг  $O_2\cdot \text{м}^{-2}$  поверхности порошка. Для окисленности получена аналитическая размерная зависимость. Температура начала окисления на воздухе зависит от уровня дисперсности и составляет для нанопорошка 763 К, а микропорошка – 793 К.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Ширяева Л.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 10. С. 12 – 17.
- Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В. // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 9. С. 46 48.
- Анализ тугоплавких соединений / под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Металлургиздат, 1962. – 256 с.
- 4. Крапивина С.А., Гусева Е.С. В кн.: Применение низкотемпературной плазмы в технологии неорганических веществ и порошковой металлургии. Рига: Зинатне, 1985. С. 28 35.
- Руднева В.В. // Вестник РАЕН: Проблемы развития металлургии в России (тематический номер). 2006. Т. 6. № 3. С. 63 – 68.
- Руднева В.В. Плазмометаллургическое производство карбида кремния: развитие теории и совершенствование технологии. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 387 с.

© 2013 г. *И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Г.В. Галевский* Поступила 1 февраля 2013 г.

УДК 621.771.014.2

#### О.Б. Калугина, Д.И. Кинзин, А.Б. Моллер

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

#### ПОВЫШЕНИЕ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССА СОРТОВОЙ ПРОКАТКИ ПУТЕМ ОПТИМИЗАЦИИ ФОРМЫ КАЛИБРОВ

**Аннотация**. Приведены результаты уточнения методики расчета формоизменения при прокатке в калибрах. Решена задача оптимизации формы калибра по критерию эффективности калибровки, где уточненная методика была использована в качестве ограничения. Обоснован выбор целевой функции – максимальной эффективности калибровки для минимизации энергозатрат.

Ключевые слова: сортовая прокатка, моделирование, показатель формы очага деформации, расчет уширения, оптимизация, энергопотребление.

# INCREASING ENERGY EFFICIENCY OF THE PROCESS OF FLAT-AND-EDGE ROLLING BY MEANS OF OPTIMIZATION OF THE SHAPE OF ROLL-PASS

Abstract. In this article the authors give the results of the improvement of the computing method of forming at rolling in roll-pass. The task of optimization of the shape of roll-pass based on the efficiency of calibration, where the refined methodology was used in the capacity of restriction, was solved. The choice of target function was validated. It is the maximum efficiency of calibration for power inputs minimization.

Keywords: flat-and-edge rolling, modeling, deformation hearth shape characteristics, calculation of widening, optimization, energy consumption.

В связи с постоянно растущими требованиями к повышению эффективности работы сортопрокатных станов выбор оптимальной калибровки валков является важной проблемой для производства. В настоящей работе был выбран один из важнейших критериев оптимизации, относящихся к минимизации издержек, — минимальный расход энергии на деформацию.

Для решения задачи оптимизации калибровки валков необходима универсальная математическая модель формоизменения при прокатке, не зависящая от системы калибров, т.к. форма калибра является искомой.

Всем этим требованиям удовлетворяет метод расчета формоизменения, разработанный на кафедре обработки металлов давлением (ОМД) Магнитогорского государственного технического университета [1]:

$$\ln \mu = -\frac{1 - K_2 - \sqrt{\frac{\left(1 - K_2\right)^2 + \left(K_2 - K_3\right)^2 + \left(1 - K_3\right)^2}{2}}}{1 - K_3 - \sqrt{\frac{\left(1 - K_2\right)^2 + \left(K_2 - K_3\right)^2 + \left(1 - K_3\right)^2}{2}}} \times \ln \frac{S_1}{S_+};$$
(1)

$$K_2 = 2f \sin \left( \operatorname{arctg} \frac{B_{\rm cp}}{L_{\rm cp}} \right);$$
 (2)

$$K_3 = 2f \cos \left( \operatorname{arctg} \frac{B_{\rm cp}}{L_{\rm cp}} \right),$$
 (3)

где  $S_1$  и  $S_+$  — площади выходящего сечения и области пересечения входящего и выходящего сечений при их наложении; f — коэффициент трения;  $B_{\rm cp}$  — средняя ширина контактной поверхности;  $L_{\rm cp}$  — средняя длина контактной поверхности.

Для проверки точности и адекватности методики были проведены эксперименты на лабораторном оборудовании кафедры ОМД на стане 200. Были использованы данные, фактически полученные при прокатке на гладких валках и в калибрах сортовых станов 250, 370 и 450 Магнитогорского металлургического комбината (ММК).

По результатам экспериментального исследования базовой методики расчета формоизменения были разработаны коррективы, которые позволили расширить область применения методики и повысить точность вы-

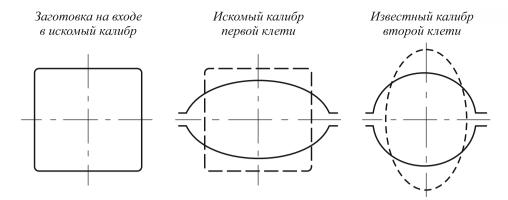


Рис. 1. К постановке задачи оптимизации

числения показателей формоизменения при сортовой прокатке. Было предложено определять значения  $K_2$  и  $K_3$  в формуле (1) по следующим уравнениям:

$$K_2 = 2nf \sin \left( \operatorname{arctg} \frac{B_{\rm cp}}{L_{\rm cn}} \right);$$
 (4)

$$K_3 = 2nf \cos \left( \operatorname{arctg} \frac{B_{\rm cp}}{L_{\rm cp}} \right),$$
 (5)

где 
$$n=n\bigg(\frac{L_{\rm cp}}{B_{\rm cp}},\frac{L_{\rm cp}}{H_{\rm cp}}\bigg)-$$
 функция формы, учитывающая

влияние на вытяжку соотношений средних значений длины очага деформации к его ширине и высоте.

Коэффициенты аналитической зависимости были определены при помощи инструментов множественного нелинейного регрессионного анализа:

$$n = 2, 4 \left(\frac{L_{\rm cp}}{B_{\rm cp}}\right)^2 - 2.8 \frac{L_{\rm cp}}{B_{\rm cp}} + 0.13 \frac{L_{\rm cp}}{H_{\rm cp}} + 1.72.$$
 (6)

Зависимость (6), полученная после обработки экспериментальных данных прошла проверку по статистическим критериям Фишера и Стьюдента. Расчетные значения этих критериев оказались меньше критических при уровне значимости 0,05.

После уточнения методики расчета формоизменения при прокатке в калибрах появилась возможность решить задачу оптимизации формы калибра, где уточненная методика была использована в качестве ограничения.

Задача оптимизации всей схемы калибровки стана была разбита на несколько более мелких подзадач. Для этого рассматривали прокатку в двух смежных клетях. Исходными данными задачи являлись равноосные сечения раската на входе в первую клеть и на выходе из второй (рис. 1).

В настоящей работе была доказана обратная связь коэффициента эффективности калибровки и работы деформации. Минимальная работа дефор-

мации соответствует максимальному коэффициенту эффективности калибровки, который исходя из данных соображений рассматривался в качестве функционала<sup>1</sup>.

Аналитическое решение этой задачи не представляется возможным по ряду причин, следовательно, был разработан численный метод решения задачи оптимизации.

Для численного решения поставленной задачи разработано прикладное программное обеспечение. По результатам численного моделирования были получены оптимальные калибры по критерию максимума эффективности калибровки для стана 370 ОАО «ММК». Расчетным путем доказано, что для разработанной калибровки распределение вытяжек по проходам более равномерное (рис. 2). Такое распределение вытяжки обеспечивает более равномерную загрузку приводов клетей.

Для пар вытяжных калибров, действующих на стане 370 и для разработанных калибров, полученных в результате численного решения задачи оптимизации, была вычислена работа деформации (рис. 3).

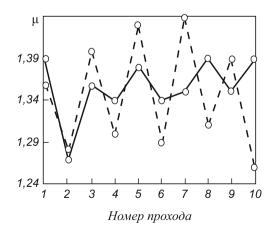


Рис. 2. Распределение вытяжки µ по проходам действующей (---) и разработанной (——) калибровок

 $<sup>^1</sup>$  К и н з и н Д.И., Т у л у п о в О.Н. – В кн.: Труды восьмого конгресса прокатчиков. – Магнитогорск: Магнитогорский дом печати, 2010. С. 230 – 235.

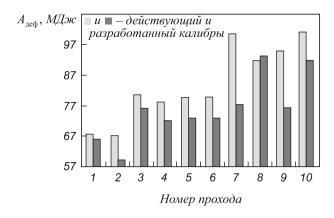


Рис. 3. Работа  $A_{\rm деф}$  деформации оптимальной калибровки в сравнении с действующей на стане 370

Расчеты проводили для среднеуглеродистой стали марки 45 при температуре 1050 °C и скорости прокатки 15,4 м/с.

Суммарная работа деформации единичного объема металла в черновых калибрах 1-10 клетей по результатам расчетов снизилась с 725 до 676 МДж, таким образом, снижение работы деформации составляет 7%.

Экономический эффект от внедрения новой схемы калибровки валков стана 370 заключается в снижении энергопотребления за счет снижения работы деформации.

**Выводы.** Приведены результаты уточнения методики расчета формоизменения при прокатке в калибрах. Решена задача оптимизации формы калибра по критерию эффективности калибровки, где уточненная методика была использована в качестве ограничения. Обоснован выбор целевой функции – максимальной эффективности калибровки для минимизации энергозатрат.

© 2013 г. *О.Б. Калугина, О.Б. Кинзин, А.Б. Моллер* Поступила 14 марта 2013 г.

УДК 621.74(07): 539.186:537

#### Э.Х. Ри, Ри Хосен, М.А. Ермаков, Г.А. Князев, В.Э. Ри

Тихоокеанский государственный университет (г. Хабаровск)

# ИЗМЕНЕНИЕ ЭВТЕКТИЧНОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ОБЛУЧЕНИЯ РАСПЛАВА НАНОСЕКУДНЫМИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

Аннотация. Установлено влияние продолжительности облучения расплава наносекундными электромагнитными импульсами (НЭМИ) и последующего модифицирования кремнием на процессы кристаллизации и структурообразования, физико-механические и эксплуатационные свойства серого чугуна. Установлена причина смещения эвтектичности чугуна в зависимости от содержания кремния при воздействии на расплавы НЭМИ. Доказано методом микрорентгеноспектрального анализа на установке «ДЖОЛ 8600» (Япония), что под воздействием облучения расплава НЭМИ резко повышается растворимость марганца и уменьшается содержание кремния и углерода в избыточном аустените. Следовательно, расплав обогащается углеродом и кремнием, что способствует достижению эвтектического состава расплава.

**Ключевые слова**: наносекундные электромагнитные импульсы, чугун, эвтектичность, кремний, расплав, кристаллизация, структурообразование.

# CHANGING OF THE EUTECTIC OF GRAY CAST IRON WHEN IRRADIATING OF THE MELT BY NANOSECOND ELECTROMAGNETIC IMPULSES

Abstract. It was set the influence of the duration of irradiation of the melt by nanosecond electromagnetic impulses (NEMI) and subsequent silicon modification on the crystallization and structure formation processes, physical-mechanical and operation properties of gray cast iron. The cause of eutectic displacement of gray cast iron depending on the silicon composition when exposed to the melt NEMI was determined. It was proved by the method of X-ray spectrum analysis on the installation "Jolie 8600" (Japan) that under irradiation of the melt by NEMI the solubility of manganese is increased but silicon and carbon content in excess austenite is reduced sharply. Therefore, the melt is enriched with carbon and silicon, thus facilitating the obtaining of eutectic melt composition.

Keywords: nanosecond electromagnetic impulses, cast iron, eutectic, silicon, melt, crystalli-zation, structure formation.

Чугун состава 3,3 % C; 1,5 % Si; 0,7 % Mn; < 0,1 % P и S перегревали до 1550 °C и выдерживали при этой температуре в течение 5 мин. После охлаждения расплава со скоростью 20 °C/мин до температуры 1350 °C производили облучение жидкой фазы НЭМИ в течение 5, 10, 15, 20 и 25 мин, затем расплав модифицирова-

ли ферросилицием марки  $\Phi$ C 45 в количестве 1,0, 2,0 и 3,0 % (по массе), после чего его охлаждали с постоянной скоростью 20 °C/мин до температуры 500 °C.

В процессе охлаждения измеряли интенсивность гамма-проникающих излучений на установке «Параболоид-3м». Характер изменения интенсивности позво-

ляет определить параметры кристаллизации, степень уплотнения расплава в процессе кристаллизации аустенита, эвтектики и эвтектоида. Параллельно строили термограмму кристаллизации методом термического анализа.

В зависимости от величины добавки модификатора увеличение продолжительности облучения расплава НЭМИ до определенного времени способствует снижению температуры начала кристаллизации аустенита  $(t_{-})$  и повышению температуры начала кристаллизации эвтектики  $(t_2^{\rm H})$ . Температурный интервал кристаллизации  $t_{\pi} - t_{3}^{H}$  сужается (рис. 1, *a*). При определенной продолжительности облучения расплава температуры ликвидуса и эвтектики сливаются в одну точку, т.е. чугун становится эвтектическим. При длительных продолжительностях облучения расплава НЭМИ температура  $t_{\pi}$  повышается, а температура  $t_{\pi}^{H}$  снижается. Так, например, в чугуне, модифицированном 1,0 % ФС 45, эвтектическая концентрация углерода достигается при облучении расплава НЭМИ в течение 20 мин. В чугуне, модифицированном 2,0 и 3,0 % ФС 45 - соответственно при 15 и 10 мин. Чем больше содержание кремния в исходном чугуне, тем меньшей продолжительностью облучения расплава достигается эвтектическая концентрация углерода. При этом значения степени уплотнения расплава ( $-\Delta J_{_{\mathrm{I}}}$ ) и продолжительности процесса кристаллизации аустенита ( $\tau_{_{\rm II}}$ ) стремятся к нулю, а значения этих параметров для эвтектики ( $-\Delta J_2$  и  $\tau_2$ ) – к максимальным.

В чугунах с 1,0 и 2,0 % ФС 45 температурный интервал кристаллизации эвтектики расширяется, увеличиваются параметры  $-\Delta J_3$  и  $\tau_3$  до определенной продолжительности облучения, затем при дальнейшем облучении расплава этот интервал сужается и уменьшаются значения  $-\Delta J_3$  и  $\tau_3$  в области заэвтектического состава. Аналогичная картина наблюдается и в чугуне с 3,0 % ФС 45. Штриховые линии на рис. 1 характеризуют предполагаемые линии изменения кристаллизационных параметров чугуна с 3,0 % ФС 45.

Температуры начала  $(t_{A_{\parallel}}^{\rm H})$  и конца  $(t_{A_{\parallel}}^{\rm K})$  эвтектоидного превращения повышаются по мере увеличения продолжительности облучения расплава в чугунах с 1,0 и 2,0 % ФС 45 (до 15 мин облучения расплава НЭМИ). В чугунах с 2,0 % ФС 45 (при облучении более 15 мин) и с 3,0 % ФС 45 увеличение продолжительности облучения приводит к снижению температур  $t_{A_{\parallel}}^{\rm H}$  и  $t_{A_{\parallel}}^{\rm K}$  и уменьшению времени  $\tau_{A_{\parallel}}$  кристаллизации эвтектоида (рис. 1). Степень уплотнения возрастает в чугуне с 2,0 % ФС 45, а в чугуне с 3,0 % ФС 45 она практически не изменяется.

Микроструктурный анализ не- и облученных НЭМИ чугунов показал, что по мере увеличения продолжительности облучения расплава размеры графитных включений возрастают до 20 мин облучения в чугунах с 1,0 % ферросилиция и до 15 мин облучения чугуна с 2,0 % ферросилиция. При дальнейшем увеличении продолжительности облучения расплава до 25 мин наблюдалось измельчение графитной фазы. Такой характер

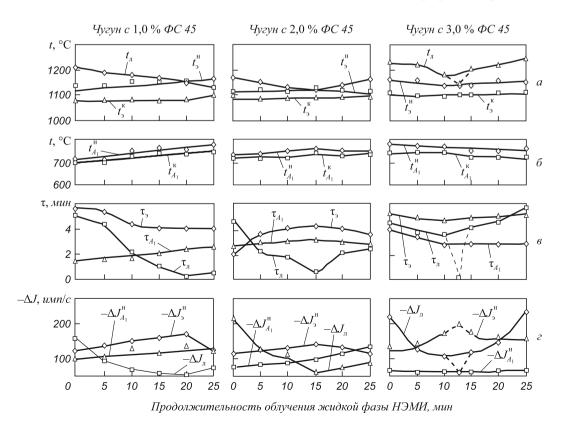


Рис. 1. Влияние продолжительности облучения расплава НЭМИ на кристаллизационные параметры серого чугуна марки СЧ 20 после дополнительного модифицирования ферросилицием ФС 45

изменения микроструктуры наблюдался и в чугунах с 3,0 % ферросилиция до 10 мин облучения расплава, а при длительных облучениях графитные включения измельчаются.

Для выяснения причины смещения эвтектической точки под воздействием на расплавы НЭМИ не- и облученные чугуны с содержанием 0, 2,0 и 3,0 % ФС 45 подвергались микроренттеноспектральному локальному анализу. В исходном чугуне в металлической основе среднее содержание кремния соответствует 2,24 %, а содержание марганца — 0,33 %. Основная масса серы сосредоточена в сульфиде марганца, в котором содержится 36,67 % (ат.) S (32,66 % (по массе)) и 36,71 % (ат.) Мп (55,70 % (по массе)).

Из рис. 2, a,  $\delta$  следует, что по мере повышения продолжительности облучения расплава содержание марганца в металлической основе (продукте распада пере-

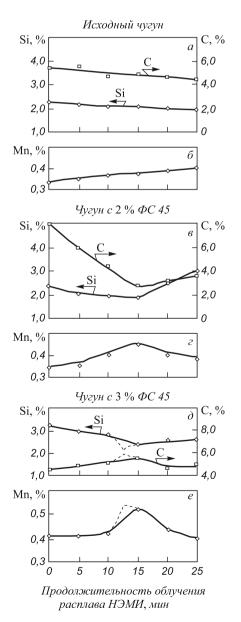


Рис. 2. Распределение компонентов в металлической основе в зависимости от продолжительности облучения расплава

охлажденного аустенита) постоянно увеличивается, а концентрация кремния и углерода уменьшается. Следовательно, можно предположить, что по мере повышения продолжительности облучения жидкая фаза обогащается графитизирующими элементами, увеличивая углеродный эквивалент и способствуя кристаллизации графитных включений. Данный эффект усиливается при дополнительном модифицировании чугуна после облучения расплава НЭМИ ферросилицием в количестве 2,0 % (рис. 2, *г*). Как видно, до 15 мин облучения расплава НЭМИ содержание марганца возрастает более интенсивно, а концентрация кремния и углерода, наоборот, уменьшается. При длительных облучениях (более 15 мин) расплава НЭМИ содержание марганца в металлической основе уменьшается, а концентрация кремния и углерода возрастает. Следовательно, при 15-мин облучении модифицированного расплава наблюдается максимальная степень насыщения расплава кремнием и углеродом. По этой причине при 15-мин облучении достигается эвтектическая концентрация. При этом в структуре наблюдаются максимальное количество и размеры графитных включений.

Повышение продолжительности облучения расплава, модифицированного 3,0 % ФС 45, до 15 мин способствует более интенсивному растворению марганца и вытеснению кремния из аустенита (рис. 2,  $\partial$ , e). При этом концентрация углерода возрастает в отличие от концентрации исходного чугуна и чугуна с 2,0 % ФС 45. Локальный анализ металлической основы показал (рис. 3, a), что в структуре наблюдается зона, где марганец полностью отсутствует. В этой зоне присутствуют такие элементы, как Fe, Si и C. Повышение продолжительности облучения расплава (рис. 3, a) способствует уменьшению содержания кремния и углерода в избыточном аустените, а концентрация железа, наоборот, возрастает.

Можно предположить, что в этой зоне кристаллизуется карбид кремния (SiC), который при затвердевании разлагается с образованием атомарного углерода, насыщающего аустенит, содержащий марганец, а кремний ликвируется в расплав (рис. 2,  $\partial$ , e). По этой причине эвтектическая концентрация расплава достигается под воздействием кремния при меньшем времени облучения — 10 мин. На рис. 2,  $\partial$ , e приведены гипотетические штриховые линии, характеризующие распределение компонентов в аустените (продукте распада переохлажденного аустенита). Согласно этим линиям, предполагается достижение эвтектической концентрации при продолжительностях облучения расплава, равных 10-15 мин.

В исходном чугуне сульфид марганца кристаллизуется в виде ограненной формы. При облучении расплава НЭМИ до 15 мин наблюдалось измельчение частиц сульфида марганца и превращение его в более компактную форму. При этом содержание марганца и серы уменьшается, а концентрация железа остается без изме-

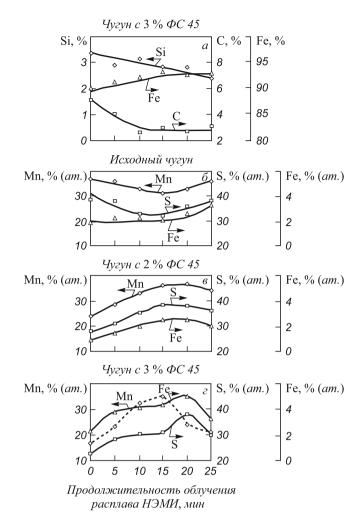


Рис. 3. Распределение компонентов в металлической основе без марганца (a) и в сульфидах марганца ( $\delta-\varepsilon$ )

нений до 15-мин облучения расплава. При дальнейшем облучении расплава НЭМИ содержание серы и железа возрастает. Стехиометрическое соотношение Mn:S = 1 сохраняется при повышении продолжительности облучения расплава (рис. 3,  $\delta$ ).

В чугуне с 2,0 % ФС 45 увеличение продолжительности облучения расплава до 15 – 20 мин приводит к повышению концентрации Mn, S и Fe с последующим уменьшением их содержания при 25-мин облучении

расплава (рис. 3, e). Аналогичный характер распределения компонентов в сульфидах марганца наблюдается в высококремнистом чугуне с 3,0 % ФС 45. Стехиометрическое соотношение Mn:S = 1 сохраняется, также при этом в исследованных чугунах в сульфидах марганца всегда присутствует железо в количестве от 1,0 до 3,0 -4,0 % в зависимости от содержания кремния в чугуне и от продолжительности облучения расплава. Такой экстремальный характер изменения компонентов в сульфидах марганца в зависимости от продолжительности облучения расплава пока не имеет научного объяснения, соответственно, требуется продолжение исследований в этом направлении.

Выводы. Экспериментально установлено, что под воздействием НЭМИ резко повышается растворимость марганца в избыточном аустените и уменьшается растворимость углерода и кремния в нем. Это приводит к увеличению концентрации углерода и кремния в расплаве и кристаллизации эвтектики. Чем больше в чугуне кремния, тем при меньшей продолжительности облучения расплава достигается его эвтектический состав. По мере повышения продолжительности облучения расплава размеры графитных включений пластинчатой формы увеличиваются до 20 мин облучения расплава НЭМИ в чугуне с 1,0 % ФС 45, до 15 мин облучения НЭМИ в чугуне с 2,0 % ФС 45 и 10 мин облучения расплава НЭМИ с 3.0 % ФС 45. При дальнейшем увеличении продолжительности облучения расплава наблюдается измельчение графитной фазы пластинчатой формы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М.// Сталь. 2005. № 7. С. 67-74.
- Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Настич С.Ю., Арабей А.Б. // Металлург. 2008. № 8. С. 39—42.
- 3. Liu S. // Gas and Oil Journal. 2009. No. 4. P.10–15.
- De Ardo A. J. Weldability of linepipe Steels // Сб. тр. Междунар. конф. «Трубы-2007». Челябинск: РосНИТИ, 2007. С. 42–50.

© 2013 г. Э.Х. Ри, Ри Хосен, М.А. Ермаков, Г.А. Князев, В.Э. Ри Поступила 4 декабря 2013 г. УДК 621.746

#### И.Ф. Селянин, В.Б. Деев, О.Г. Приходько, А.А. Куиенко, В.А. Дегтярь

Сибирский государственный индустриальный университет

#### ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКАЯ ИНТЕРПРЕТАЦИЯ ОТДЕЛЬНЫХ ЧЛЕНОВ УРАВНЕНИЯ НАВЬЕ-СТОКСА, ПРИМЕНЯЕМОГО ДЛЯ РЕШЕНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ И ЛИТЕЙНЫХ ЗАДАЧ\*

**Аннотация**. При рассмотрении уравнения Навье-Стокса проведен анализ сил, действующих на грани элементарного кубического объема жидкости или газа, что дает наглядную физико-механическую трактовку отдельных членов этого уравнения. В результате выражение можно успешно использовать при решении различных металлургических и литейных задач.

**Ключевые слова**: уравнение Навье-Стокса, металлургические и литейные задачи.

# PHYSICAL-MECHANICAL INTERPRETATION OF THE INDIVIDUAL TERMS OF THE NAVIER-STOKES EQUATION APPLIED TO SOLVE METALLURGICAL AND FOUNDRY PROBLEMS

Abstract. When considering the Navier-Stokes equation the analysis of forces, affecting on the verges of elementary cubic liquid or gas volume, was carried out. This in tern gives a clear physical-mechanical interpretation of the individual terms of this equation. As a result, the equation can be successfully used to solve various metallurgical and foundry problems.

Keywords: the Navier-Stokes equation, metallurgical and foundry problems.

Металлургам, литейщикам и многим исследователям других технологических направлений часто приходится использовать уравнение Навье-Стокса для определения ло-кальных значений скорости и давления в потоке жидкости или газа. Уравнение Навье-Стокса по трем осям (X, Y, Z) декартовых координат записывают следующим образом:

$$\rho \left( \frac{\partial \upsilon_{x}}{\partial t} + \upsilon_{x} \frac{\partial \upsilon_{x}}{\partial x} + \upsilon_{y} \frac{\partial \upsilon_{x}}{\partial y} + \upsilon_{z} \frac{\partial \upsilon_{x}}{\partial z} \right) =$$

$$= \rho g_{x} - \frac{\partial P}{\partial x} + \eta \left( \frac{\partial^{2} \upsilon_{x}}{\partial x^{2}} + \frac{\partial^{2} \upsilon_{x}}{\partial y^{2}} + \frac{\partial^{2} \upsilon_{x}}{\partial z^{2}} \right);$$

$$\rho \left( \frac{\partial \upsilon_{y}}{\partial t} + \upsilon_{x} \frac{\partial \upsilon_{y}}{\partial x} + \upsilon_{y} \frac{\partial \upsilon_{y}}{\partial y} + \upsilon_{z} \frac{\partial \upsilon_{y}}{\partial z} \right) =$$

$$= \rho g_{y} - \frac{\partial P}{\partial y} + \eta \left( \frac{\partial^{2} \upsilon_{y}}{\partial x^{2}} + \frac{\partial^{2} \upsilon_{y}}{\partial y^{2}} + \frac{\partial^{2} \upsilon_{y}}{\partial z^{2}} \right);$$

$$\rho \left( \frac{\partial \upsilon_{z}}{\partial t} + \upsilon_{x} \frac{\partial \upsilon_{z}}{\partial x} + \upsilon_{y} \frac{\partial \upsilon_{z}}{\partial y} + \upsilon_{z} \frac{\partial \upsilon_{z}}{\partial z} \right) =$$

$$= \rho g_{z} - \frac{\partial P}{\partial z} + \eta \left( \frac{\partial^{2} \upsilon_{z}}{\partial x^{2}} + \frac{\partial^{2} \upsilon_{z}}{\partial y^{2}} + \frac{\partial^{2} \upsilon_{z}}{\partial z^{2}} \right),$$

$$(1)$$

здесь  $\rho$  и  $\eta$  — плотность и динамическая вязкость жидкости или газа;  $\upsilon_x$ ,  $\upsilon_y$ ,  $\upsilon_z$  — компоненты скорости по осям

координат; t – время; P – давление в локальной точке потока;  $g_z = g$ ;  $g_y = g_y = 0$ , ось Z направлена вертикально.

Система уравнений (1) замыкается выражением неразрывности несжимаемых жидкости или газа:

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0.$$
 (2)

Для технологических объектов (металлургических печей, литниковых систем и др.) уравнения (1), (2) возможно решить только численным методом и определить параметры  $v_x$ ,  $v_y$ ,  $v_z$  и P в локальных объемах исследуемого объекта.

Система уравнений (1) является следствием применения второго закона механики для элемента объема  $\Delta V$  жидкости. Для твердого тела этот закон имеет вид

$$\frac{\Delta m dv}{dt} = F,\tag{3}$$

где  $\Delta m$  — масса элемента объема; F — сила, действующая на элемент массы.

В твердом теле все элементарные объемы связаны между собой жестко, и тело движется под действием внешних сил как единое целое. В жидкости (газе) элементарные объемы не связаны между собой жестко, для каждого из них при движении изменяются скорость и направление вектора скорости. Изменение компонент последнего на плоскость *XOY* в различные моменты времени схематично представлено на рис. 1.

<sup>\*</sup> Работа выполняется в соответствии с реализацией Минобрнаукой федеральной целевой программы «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России». Соглашение № 14.132.21.1661.

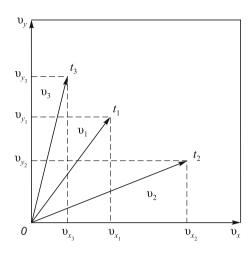


Рис. 1. Схема движения микрообъема жидкости в проекции на плоскость ХОУ

Следовательно, левая часть формулы (3) должна быть записана для каждой проекции вектора скорости  $(v_{r}, v_{v}, v_{z}).$ 

При развертке представленной записи учтем, что каждая компонента вектора скорости на оси координат изменяется во времени t и в зависимости от координат X, Y, Z рассматриваемого микрообъема. Математически вышесказанное записывается так:  $v_x[x(t), y(t), z(t), t]$ ;  $v_{-}[x(t), y(t), z(t), t]; v_{-}[x(t), y(t), z(t), t].$ 

Применяя правило дифференцирования сложной функции для  $v_{x}[x(t), y(t), z(t), t]$ , для левой части уравнения (3) имеем

$$\frac{\Delta m}{\Delta V} \left( \frac{\partial v_x}{\partial t} + \frac{\partial v_x}{\partial x} \frac{\partial x}{\partial t} + \frac{\partial v_x}{\partial y} \frac{\partial y}{\partial t} + \frac{\partial v_x}{\partial z} \frac{\partial z}{\partial t} \right) = \frac{F_x}{\Delta V}. \tag{4}$$

В выражении (4) элемент массы отнесен к элементу его объема. В жидкости (газе) параметры  $\Delta m$  и  $\Delta V$  изменяются в пространстве и во времени в процессе движения, но для несжимаемой жидкости (газа) это отношение  $\Delta m/\Delta V = \rho$ , т.е. плотность является постоянной величиной.

С учетом того, что  $\partial x/\partial t = v_x$ ,  $\partial y/\partial t = v_y$ ,  $\partial z/\partial t = v_z$ формула (4) принимает окончательный вид:

$$\rho \left( \frac{\partial v_x}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_x}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_x}{\partial z} \right) = \frac{F_x}{\Delta V}.$$
 (5)

Для величин  $\upsilon_{v}$  и  $\upsilon_{z}$  справедливы аналогичные выражения.

Сила F, действующая на элемент объема жидкости, складывается из трех составляющих:

$$\frac{F}{\Lambda V} = \frac{F_g}{\Lambda V} + \frac{F_P}{\Lambda V} + \frac{F_{\eta}}{\Lambda V},\tag{6}$$

где  $F_{\mathfrak{g}},\,F_{\mathfrak{p}}$  и  $F_{\mathfrak{q}}$  – соответственно силы веса, от градиента давления и торможения, связанная с вязкостью жидкости.

Силу веса, отнесенную к элементу объема, найдем по формуле

$$\frac{F_g}{\Lambda V} = \frac{\Delta m}{\Lambda V} g_z = \rho g_z. \tag{7}$$

Для трубки тока на элементе длины  $\Delta x$  сила  $F_p$  за счет падения давления  $\Delta P$  равна (рис. 2)

$$F_{P} = (P - \Delta P - P)S_{TD} = -\Delta PS_{TD}, \qquad (8)$$

где  $S_{\rm \tau p}$  – площадь сечения трубки. Величину  $F_P/\Delta V$  с учетом уравнения (8) определим по следующему выражению:

$$\frac{F_P}{\Delta V} = -\frac{\Delta P S_{\rm rp}}{S_{\rm rp} \Delta x} = -\frac{\Delta P}{\Delta x} = -\frac{\partial P}{\partial x}.$$
 (9)

В учебниках [1, 2] по гидродинамике правая часть уравнений Навье-Стокса выводится с использованием тензорного исчисления, которое не входит в учебные планы вузов по математике рядовых технологических специальностей.

Покажем, что правую часть уравнений системы (1) можно получить, не прибегая к тензорному исчислению, а рассматривая деформацию элементарного объема в виде куба под действием касательных и нормальных напряжений на его грани.

Силу торможения за счет сил вязкости вдоль оси Xопределяем по следующей формуле:

$$\frac{\sum F_{x\eta}}{\Delta V} = \frac{F_{xz} + F_{xy} + F_{\sigma x}}{\Delta V},\tag{10}$$

где  $F_{xz},\,F_{xy},\,F_{\rm \sigma x}$  — силы от касательного напряжения, действующие на элементарный объем  $\Delta V$  в виде куба в плоскостях XY (рис. 3, a), XZ (рис. 3,  $\delta$ ), YZ (рис. 3,  $\epsilon$ ).

Рассмотрим силу вязкого трения, действующую на внутренний элементарный объем в виде куба с ребром a (рис. 3, a). На нижнюю площадку куба действует

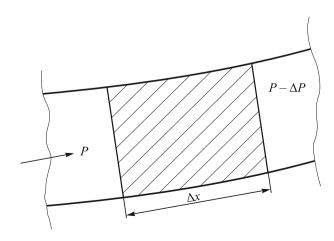


Рис. 2. Схема, поясняющая движение микрообъема жидкости под действием величины  $\Delta P$ 

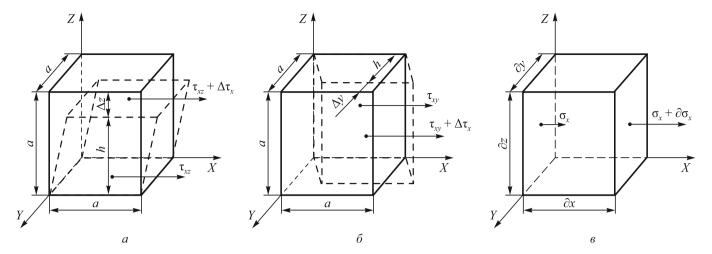


Рис. 3. Схема деформации кубического элементарного объема в плоскости XY(a),  $XZ(\delta)$ ,  $YZ(\epsilon)$ 

касательное напряжение  $\tau_{xz}$ , на верхнюю площадку —  $\tau_{xz} + \Delta \tau_x$ . Изменение касательных напряжений по высоте куба найдем по выражению

$$\Delta \tau_{x} = \tau_{yz} + \Delta \tau_{x} - \tau_{yz}$$
.

Общая касательная сила, искажающая куб вдоль оси X и действующая на верхнюю грань, равна

$$F_{yz} = \Delta \tau_{yz} a^2. \tag{11}$$

При деформации куба происходит уменьшение его объема на величину

$$\Delta V' = \Delta V - \Delta V_{\text{призмы}} =$$

$$= a^3 - a^2 h = a^3 - a^2 (a - \Delta z) = a^2 \Delta z, \qquad (12)$$

где  $h = a - \Delta z$  – высота призмы (рис. 3, a).

Тогда общую касательную силу определяем по следующему уравнению:

$$\frac{F_{xz}}{\Delta V'} = \frac{\Delta \tau_x a^2}{a^2 \Delta z} = \frac{\Delta \tau_x}{\Delta z \to 0} = \frac{\partial \tau_x}{\partial z}.$$
 (13)

Далее, используя гипотезу Ньютона, напишем выражение для величины  $\tau_x$ :

$$\tau_x = \eta \frac{\partial v_x}{\partial z}.$$
 (14)

Преобразуем уравнение (13) с учетом выражения (14) к виду

$$\frac{F_{xz}}{\Delta V' \to 0} = \frac{\partial}{\partial z} \left( \eta \frac{\partial v_x}{\partial z} \right) = \eta \frac{\partial^2 v_x}{\partial z^2}.$$
 (15)

Аналогично, рассматривая деформацию куба в плоскости XZ, получим второй член правой части уравнения (10):

$$\frac{F_{xy}}{\Delta V' \to 0} = \frac{\partial}{\partial y} \left( \eta \frac{\partial v_x}{\partial y} \right) = \eta \frac{\partial^2 v_x}{\partial y^2}.$$
 (16)

Для получения первого члена правой части в формуле (10) нужно рассмотреть действие нормальных напряжений  $\sigma_x$  и  $\sigma_x + \partial \sigma_x$  на грани куба, перпендикулярных относительно оси X.

Баланс сил, действующих от нормальных напряжений вдоль оси X, равен (рис. 3, e)

$$F_{\sigma x} = (\sigma_{x} + \partial \sigma_{y}) \partial y \partial z - \sigma_{x} \partial y \partial z = \partial \sigma_{x} \partial y \partial z. \tag{17}$$

Разделим выражение (17) на элемент объема куба:

$$\frac{F_{\sigma x}}{\partial V} = \frac{\partial \sigma_x \partial y \partial z}{\partial x \partial y \partial z} = \frac{\partial \sigma_x}{\partial x}.$$
 (18)

В соответствии с экспериментальным законом Стокса [1] нормальные напряжения пропорциональны скорости линейной деформации (деформации удлинения). Без учета касательных напряжений

$$\sigma_{x} = \eta \left( \frac{\partial v_{x}}{\partial x} \right), \tag{19}$$

имеем

$$\frac{F_{ox}}{\partial V} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \eta \frac{\partial v_x}{\partial x} \right) = \eta \frac{\partial^2 v_x}{\partial x^2}.$$
 (20)

Складывая выражения (15), (16) и (20), получаем окончательный вид правой части первого уравнения системы (1):

$$\frac{\sum F_{x\eta}}{\partial V} = \eta \left( \frac{\partial^2 \mathbf{v}_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \mathbf{v}_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \mathbf{v}_x}{\partial z^2} \right). \tag{21}$$

Аналогичные преобразования для сил, действующих вдоль осей Y и Z, полностью определяют систему уравнений Навье-Стокса (1).

При применении тензорной алгебры к обсуждаемой проблеме между тензорами напряжений T и скоростей деформации  $S_{\scriptscriptstyle 0}$  принимают прямо пропорциональную зависимость [1,2]

$$T = \eta_1 S_{yy}, \tag{22}$$

которая по сути является обобщением гипотезы Ньютона в виде уравнения (14); при  $\eta_1$  =  $2\eta$ ; здесь  $\eta$  – динамическая вязкость жидкости.

В развернутом виде формула (22) выглядит так:

$$T = 2\eta S_{v} = \begin{vmatrix} 2\eta \frac{\partial v_{x}}{\partial x} & \eta \left( \frac{\partial v_{x}}{\partial y} + \frac{\partial v_{y}}{\partial x} \right) \eta \left( \frac{\partial v_{x}}{\partial z} + \frac{\partial v_{z}}{\partial x} \right) \\ \eta \left( \frac{\partial v_{y}}{\partial x} + \frac{\partial v_{x}}{\partial y} \right) & 2\eta \frac{\partial v_{y}}{\partial y} & \eta \left( \frac{\partial v_{y}}{\partial z} + \frac{\partial v_{z}}{\partial y} \right) \\ \eta \left( \frac{\partial v_{z}}{\partial x} + \frac{\partial v_{x}}{\partial z} \right) \eta \left( \frac{\partial v_{z}}{\partial y} + \frac{\partial v_{y}}{\partial z} \right) & 2\eta \frac{\partial v_{z}}{\partial z} \end{vmatrix}. (23)$$

В результате последовательных преобразований выражения (23) к скалярному виду в декартовой системе координат получают систему уравнений Навье-Стокса (1).

**Выводы.** Уравнение Навье-Стокса можно получить исходя из анализа сил, действующих на грани элементарного кубического объема жидкости или газа, что дает наглядную физико-механическую трактовку отдельных членов этого уравнения. В результате его можно успешно использовать при решении различных металлургических и литейных задач.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Павленко В.Г. Основы механики жидкости. Л.: Судостроение, 1988. 240 с.
- Лойцянский Л.Г. Механика жидкости и газа. М.: Наука, 1987. – 840 с.

© 2013 г. И.Ф. Селянин, В.Б. Деев,  $O.\Gamma$ . Приходько, А.А. Куценко, В.А. Дегтярь Поступила 3 июня 2013 г.

УДК 669.04:536

#### В.И. Бердников<sup>1</sup>, Ю.А. Гудим<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ООО «Технология металлов» (г. Челябинск)
 <sup>2</sup> Южно-Уральский государственный университет (г. Челябинск)

#### АНАЛИЗ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖИДКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В РЕГУЛЯРНОМ ПРИБЛИЖЕНИИ

**Анномация**. Аппроксимацию экспериментальных данных по определению активности компонентов концентрированного (неразбавленного) жидкого металлического сплава следует проводить, используя в качестве основной парциальной характеристики термодинамических свойств сплава функцию  $\lg \gamma/(1-x)^2$  вместо  $\lg \gamma$ ; здесь  $\gamma$  и x – соответственно коэффициент активности и мольная доля компонента в сплаве. В этом случае интегральные термодинамические характеристики (энергия смешения, «регулярная функция») сплава будут определены с меньшей расчетной погрешностью.

*Ключевые слова*: регулярная функция, термодинамическая активность, погрешность аппроксимации.

# THERMODYNAMIC PROPERTIES ANALYSIS OF METAL ALLOYS IN REGULAR APPROXIMATION

Abstract. Approximation of experimental information to determine activity of components of concentrated (undiluted) liquid metal alloy should be carried out by using function  $\lg \gamma (1-x)^2$  instead of  $\lg \gamma$  ( $\gamma$ , x – activity coefficient and mole fraction correspondingly) as the main partial characteristic of thermodynamic properties of alloy. In this case, integral thermodynamic characteristics of alloy (mixing energy, "regular function") will be determined with less estimated error.

Keywords: regular function, thermodynamic activity, approximation error.

Количество известных жидких металлических концентрированных бинарных сплавов, которые соответствуют определению «регулярный раствор», невелико (около 5%). Для остальных же сплавов термодинамические свойства оказываются гораздо ближе к свойствам регулярных растворов, чем к свойствам идеальных [1]. Поэтому вполне оправданным является намерение про-

водить оценку термодинамических свойств бинарных, а также многокомпонентных систем, именно в приближении регулярных растворов, используя относительно простой математический аппарат этой теории.

В работе [1] для оценки свойств концентрированного бинарного сплава 1-2 применялась, так называемая, «регулярная» функция

$$q = \frac{\Delta G^E}{mRTx_1x_2} = \frac{x_1 \lg \gamma_1 + x_2 \lg \gamma_2}{x_1x_2},$$
 (1)

где  $\Delta G^E$  – избыточная энергия Гиббса;  $m=\ln 10=2,3026$ ; R – универсальная газовая постоянная; T – температура;  $x_i$  и  $\gamma_i$  – соответственно мольные доли и коэффициенты активности компонентов сплава.

Регулярная функция подобна другой известной характеристике — энергии смешения (энергии взаимообмена) O:

$$q = \frac{Q}{mRT},\tag{2}$$

но в отличие от нее является безразмерной величиной.

Нормирование по температуре позволяет уменьшить вариацию ее численных значений до узких (от +1 до -4) пределов для большинства сплавов. Но главное отличие касается способа применения этих характеристик — энергия смешения считается константой, равной средней величине энергии взаимообмена в определенном концентрационном диапазоне, а величина q интерпретируется как непрерывная функция состава сплава в этом диапазоне. Частные случаи: q = const для регулярного раствора и q — линейное уравнение для субрегулярного раствора.

Регулярная функция может быть разложена на следующие составляющие:

$$q = x_1 \alpha_2 + x_2 \alpha_1 = \beta_1 + \beta_2; \tag{3}$$

здесь  $\alpha_i = \frac{\lg \gamma_i}{\left(1 - x_i\right)^2}$  — парциальные регулярные функции,

известные также как функции Даркена [2];  $\beta_i = \frac{\lg \gamma_i}{1 - x_i}$  слагаемые регулярной функции; i = 1, 2.

В качестве иллюстрации на рис. 1 приведен график термодинамических функций сплава Fe-Al при температуре 1873 К по данным работы [3].

В области высоких ( $x_i > 0,9$ ) концентраций компонентов, т.е. в области действия закона Рауля, свойства раствора становятся близки к идеальным, и использование здесь парциальных регулярных функций  $\alpha_i$  становится некорректным. Следовательно, область применения функции q ограничивается диапазоном концентраций  $x_i = 0,1-0,9$ . Графики и численные характеристики регулярных функций для пятнадцати бинарных железных и алюминиевых сплавов приведены в работе [1].

Экспериментальное определение термодинамических свойств бинарного сплава обычно начинается на уровне парциальных характеристик, например, с определения значений  $\lg \gamma_1(x_1)$  одного из компонентов сплава, далее именуемого «ведущим» (в наименованиях системы он указывается справа). Однако описательный аппарат целесообразно выстраивать, начиная с интегрального уровня, — так проще переходить к анализу

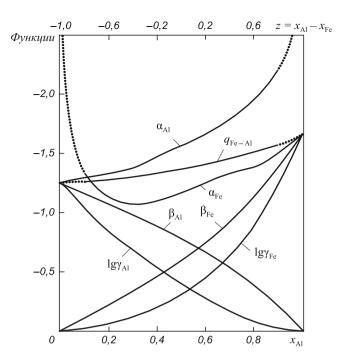


Рис. 1. Концентрационные зависимости термодинамических функций системы Fe – Al при температуре 1873 K

многокомпонентных систем. В этом случае концентрационную зависимость регулярной функции q можно задать в форме «правильного» степенного полинома, а парциальные характеристики определяются в соответствии с формулой [1]

$$\alpha_i = \frac{d(x_i q)}{dx_i} = q + x_i \frac{dq}{dx_i}.$$
 (4)

В зависимости от выражения аргумента исходного полинома (в форме  $x_1, x_2$  или же их комбинации  $z = x_1 - x_2$ ), получим три варианта расчетных уравнений:

- вариант 1

$$q(x_1) = a_0 + a_1 x_1 + a_2 x_1^2 + \dots + a_n x_1^n;$$
 (5.1)

$$\alpha_1(x_1) = a_0 + 2a_1x_1 + 3a_2x_1^2 + \dots + (n+1)a_nx_1^n; \quad (5.2)$$

$$\alpha_2(x_1) = (a_0 - a_1) + 2(a_1 - a_2)x_1 + + 3(a_2 - a_3)x_1^2 + ... + (n+1)a_n x_1^n,$$
 (5.3)

вариант 2

$$q(x_2) = b_0 + b_1 x_2 + b_2 x_2^2 + \dots + b_n x_2^n;$$

$$\alpha_1(x_2) = (b_0 - b_1) + 2(b_1 - b_2) x_2 +$$
(6.1)

$$+3(b_2-b_3)x_2^2+...+(n+1)b_nx_2^n;$$
 (6.2)

$$\alpha_2(x_2) = b_0 + 2b_1x_2 + 3b_2x_2^2 + ... + (n+1)b_nx_2^n,$$
 (6.3)

вариант 3

$$q(z) = c_0 + c_1 z + c_2 z^2 + \dots + c_n z^n; (7.1)$$

$$\alpha_1(z) = (c_0 + c_1) + 2(c_1 + c_2)z + + 3(c_2 + c_3)z^2 + ... + (n+1)c_nz^n;$$
 (7.2)

$$\alpha_2(z) = (c_0 - c_1) + 2(c_1 - c_2)z + + 3(c_2 - c_3)z^2 + \dots + (n+1)c_n z^n.$$
 (7.3)

Как видно, при такой постановке задачи термодинамические свойства бинарного раствора могут быть полностью определены, если будут установлены значения коэффициентов  $a_i$ ,  $b_i$  или  $c_i$ .

При выборе варианта *I* исходные опытные данные обрабатываются методом наименьших квадратов (МНК) по стандартной программе с помощью «вспомогательного» степенного полинома:

$$\alpha_1(x_1) = l_0 + l_1 x_1 + l_2 x_1^2 + \dots + l_n x_1^n.$$
 (8)

Количество расчетных точек чаще всего выбирается равным девяти (при  $x_1 = 0.1$ ; 0.2; ...; 0.9), поэтому максимально возможный порядок полинома будет равен семи. Но учитывая невысокую точность высокотемпературных испытаний, целесообразно ограничиваться порядком  $n = 3 \div 5$ . При более высоких порядках ухудшается сглаживающая способность полинома и возрастает вычислительная нестабильность его на краях концентрационного интервала.

Сравнение коэффициентов при одинаковых степенях аргумента  $x_1$  в уравнениях (5.2) и (8) позволит определить численные значения коэффициентов  $a_i$ :

$$\alpha_i = \frac{l_i}{i+1}; \quad i = 0, 1, ..., n$$
 (9)

и таким образом полностью определить свойства раствора по выражению (5). Очевидно, что для определения характеристики активности второго компонента раствора не требуется специально проводить интегрирование уравнения Гиббса-Дюгема.

При выборе варианта 2 обработка исходных данных методом МНК проводится по аналогичному вспомогательному полиному:

$$\alpha_1(x_2) = r_0 + r_1 x_2 + r_2 x_2^2 + \dots + r_n x_2^n.$$
 (10)

Сравнение коэффициентов при одинаковых степеням аргумента  $x_2$  по уравнениям (6.2) и (10) позволяет определить численные значения коэффициентов  $b_i$  по реккурентной формуле

$$b_n = \frac{r_n}{n+1}$$
;  $b_i = \frac{r_i}{i+1} + b_{i+1}$ ,  $i = n-1, n-2, ..., 0$ . (11)

Погрешность аппроксимации по уравнению (10) та же, что по выражению (8), поскольку аргументы  $x_1$  и  $x_2$  связаны между собой линейным уравнением нормировки  $x_1 + x_2 = 1$ .

Представляет интерес рассмотреть еще частные случаи варианта 2. Из графика на рис. 1 видно, что концентрационные зависимости величин  $\beta_i$  и  $\lg \gamma_i$  более «гладкие» чем  $\alpha_i$ , поэтому следует ожидать, что погрешность аппроксимации их снизится при обработке исходных данных полиномами

$$\beta_i(x_2) = r_1 x_2 + r_2 x_2^2 + r_3 x_2^3 + \dots + r_n x_2^n; \tag{12}$$

$$\lg \gamma_i(x_2) = r_2 x_2^2 + r_3 x_2^3 + r_4 x_2^4 + \dots + r_n x_2^n.$$
 (13)

Полином (13), характеризующийся разложением по степеням второго компонента с отбрасыванием двух членов с нижними степенями, известен также как полином Маргулеса или Бонье [4] и часто применяется в расчетной практике.

После аппроксимации оба полинома (12) и (13) очевидным способом преобразуются в уравнение (10), что создает возможность определять коэффициенты  $b_i$  по выражению (11). Но в том случае, если задача ограничивается только нахождением регулярной функции без определения коэффициентов  $b_i$ , то можно непосредственно воспользоваться уравнением [1]

$$q(x_2) = \frac{r_2(1-x_2) + \frac{r_3(1-x_2^2)}{2} + \frac{r_4(1-x_2^3)}{3} + \dots}{1-x_2} + \frac{r_n(1-x_2^{n-1})}{1-x_2} + \frac{r_n(1-x_2^{n-1})}{1-x_2}.$$
 (14)

В табл. 1 приводятся результаты аппроксимации величины  $\lg \gamma_{Al}$  для системы Fe-Al по трем рассмотренным разновидностям варианта 2. Очевидно, что ожидаемого снижения погрешности аппроксимации при использовании полиномов (12) и (13) все-таки не происходит. Таким образом можно считать, что вариант 2 обработки данных не имеет особых преимуществ в сравнении с вариантом I.

При выборе варианта 3 исходные данные обрабатываются МНК полиномом

$$\alpha_1(z) = s_0 + s_1 z + s_2 z^2 + \dots + s_n z^n,$$
 (15)

известного также как полином Гуггенгейма или Редлиха-Кистера [4], а определение коэффициентов  $c_i$  осуществляется посредством реккурсии:

$$c_n = \frac{S_n}{n+1}$$
;  $c_i = \frac{S_i}{i+1} - c_{i+1}$ ;  $i = n-1, n-2, \dots, 0.$  (16)

Аргумент z связан с аргументами  $x_1$  и  $x_2$  зависимостями линейного типа:  $z=2x_1-1$  и  $z=1-2x_2$ . Поэтому погрешность аппроксимации здесь такая же, как по вариантам I и 2, но использование аргумента z вместо  $x_1$  или  $x_2$  имеет другие преимущества.

(	Стандартные отклонения величины lgγ	<sub>ы</sub> при аппроксимации исходных данных системы Fe – A	AI (1873 K)

Полином	Порядок полинома <i>п</i>										
	1	2	3	4	5	6					
(10)	0,02140	0,00633	0,00571	0,00224	0,00081	0,00004					
(12)	_	0,01546	0,00658	0,00618	0,00250	0,00170					
(13)	_	_	0,00646	0,00311	0,00267	0,00043					

Прежде всего такой полином является «квазиортогональным» [1], поскольку его аргумент определен на отрезке [-1,1], обладает центральной симметрией (при z=0), а первые два члена его полностью «ортогональные». Для сравнения, регулярная функция в форме пятичленного ортогонального полинома Чебышева будет иметь следующий вид:

$$q(t) = d_0 t_0 + d_1 t_1 + d_2 t_2 + d_3 t_3 + d_4 t_4 =$$

$$= d_0 + d_1 z + d_2 (z^2 - 0.5) + d_3 (z^3 - 0.75z) +$$

$$+ d_4 (z^4 - z^2 + 0.125), \tag{17}$$

где  $t_i$  – функциональные параметры Чебышева [5].

Коэффициенты  $d_i$  этого полинома связаны с коэффициентами  $c_i$  также уравнениями линейного типа:

$$d_0 = c_0 + 0.5c_2 + 0.375c_4; \ d_1 = c_1 + 0.75c_3;$$
  
$$d_2 = c_2 + c_4; \ d_3 = c_3; \ d_4 = c_4.$$
 (18)

Отсюда следует, что расчетная погрешность коэффициентов  $d_i$  будет такая, как коэффициентов  $c_i$ , а значит такая же, как коэффициентов  $a_i$  и  $b_i$ . Поэтому использование ортогональных полиномов Чебышева, а также рекомендованных в работе [4] ортогональных полиномов Лежандра, также не может повысить точность проводимых вычислений. Однако использование в расчете частично или полностью ортогонального полинома по-прежнему остается привлекательным по следующим причинам:

- коэффициенты такого полинома невелики, по порядку величины не превышают значений самой регулярной функции, и имеют тенденцию к уменьшению в каждом последующем члене;
- численные значения первого коэффициента полинома близки к значению регулярной функции при  $x_1=x_2=0,5$  (или z=0);
- численные значения последнего члена полинома характеризуют остаточную погрешность аппроксимации, величина которой может свидетельствовать о необходимости увеличения или уменьшения порядка полинома;
- уменьшение порядка полинома не требует, как правило, повторного пересчета всех его коэффициентов, а реализуется путем простого отбрасывания последних членов полинома;

- при изменении ведущего компонента системы, т.е. при замене аргумента  $z=x_1-x_2$  на  $z=x_2-x_1$ , пересчитывать коэффициенты тоже не требуется, а достаточно в членах с нечетными степенями аргумента z поменять знаки коэффициентов на обратные;
- формальные выражения парциальных характеристик регулярной функции имеют симметричный вид (кроме знаков) – уравнения (7.2) и (7.3).

Если же большинство из указанных свойств такого полинома не подтверждаются, то это чаще всего свидетельствует о неудовлетворительном качестве исходной экспериментальной информации. В целом, коэффициенты «квазиортогональных» полиномов  $c_i$  являются наиболее подходящей формой информации о термодинамических свойствах жидких металлических бинарных сплавов и могут быть рекомендованы для использования в базах данных.

Температурную зависимость регулярной функции можно также принять по типу регулярных растворов:

$$q = q_0 \frac{T_0}{T},\tag{19}$$

где  $q_0$  — известное значение регулярной функции при температуре  $T_0$ .

Для растворов, известных как «квазирегулярные», зависимость будет иной:

$$q = q_0 \frac{\tau - T_0}{\tau - T},\tag{20}$$

где т – константа, обычно принимаемая равной 3000.

Термодинамические свойства многокомпонентного регулярного раствора описываются формулой [6]

$$\ln \gamma_l = \sum_{\substack{i=1\\ i \neq l}}^k Q_{li} x_i - \sum_{\substack{i=1\\ i \neq i}}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k Q_{ij} x_i x_j; \quad l = 1, 2, \dots, k, \quad (21)$$

где k — порядок системы.

Заменяя в соответствии с уравнением (2) константы  $Q_{ij}$  непрерывными функциями  $q_{ij}$ , получим для трех-компонентного раствора расчетные уравнения:

$$\lg \gamma_1 = x_2 q_{12} + x_3 q_{31} - A; \tag{22.1}$$

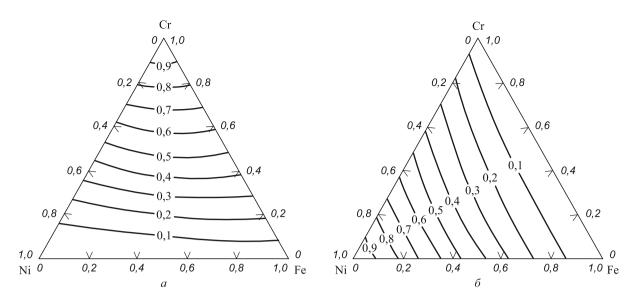


Рис. 2. Графики изоактивностей хрома (a) и никеля  $(\delta)$  в системе Cr - Ni - Fe при температуре 1873 К

$$\lg \gamma_2 = x_1 q_{12} + x_3 q_{23} - A; \tag{22.2}$$

Таблица 2

$$\lg \gamma_3 = x_1 q_{31} + x_2 q_{23} - A, \tag{22.3}$$

где  $A = x_1 x_2 q_{12} + x_2 x_3 q_{23} + x_3 x_1 q_{31}$ . В качестве примера приведем результаты расчета по уравнениям (22) термодинамических свойств системы Cr - Ni - Fe при температуре 1873 К с использованием экспериментальных данных работы [7]. На рис. 2 отображены графики изоактивностей хрома и никеля в тройном сплаве, а в табл. 2 – расчетные значения активностей этих элементов в некоторых марках стали (сплавов) без учета влияния прочих (С, Мп, Si и т.д.) химических элементов. При этом концентрационные зависимости активностей хрома, никеля и железа несложно выражаются и в явном виде. Например, зависимость коэффициента активности хрома от концентраций остальных компонентов системы определяется уравнением

$$\lg \gamma_{\text{Cr}} = f(x_{\text{Ni}}, x_{\text{Fe}}) = [0,0614x_{\text{Fe}} + (0,1648 - 0,5359x_{\text{Ni}})x_{\text{Ni}}](x_{\text{Fe}} + x_{\text{Ni}}) + (0,4462 - 0,2370x_{\text{Fe}})x_{\text{Fe}}x_{\text{Ni}}.$$
(23)

Выводы. Показано, что аппроксимацию экспериментальных данных по определению активности компонентов концентрированного (неразбавленного) жидкого металлического сплава следует проводить, используя в качестве основной парциальной характеристики термодинамических свойств сплава функцию  $\lg \gamma/(1-x)^2$  вместо  $\lg \gamma$ . В этом случае интегральные термодинамические характеристики (энергия смешения, «регулярная функция») сплава будут определены с меньшей расчетной погрешностью.

#### Расчет активностей хрома и никеля на некоторых марках стали (сплавов)

Марка стали	Значение параметра для химического элемента Cr/Ni									
(сплава)	m, %	x	γ	а						
14X17H2	17/2	0,180/0,019	1,11/0,63	0,199/0,012						
08X18H10	18/10	0,192/0,094	1,11/0,65	0,214/0,061						
10X23H18	23/18	0,250/0,182	1,11/0,70	0,277/0,127						
X15H60	15/60	0,164/0,601	0,88/0,89	0,145/0,534						

 $\Pi$  р и м е ч а н и е. m и a – соответственно массовое содержание и активность элемента.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Бердников В.И., Гудим Ю.А., Картелева М.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 8. С. 21 – 25.
- Даркен Л.С., Гурри Р.В. Физическая химия металлов. / Пер. с англ. – М: Металлургиздат, 1960. – 582 с.
- Баталин Г.И., Белобородова Е.А., Казимиров В.П. Термодинамика и строение жидких сплавов на основе алюминия. – М.: Металлургия, 1983. – 159 с.
- Морачевский А.Г., Сладков И.Б. Термодинамические расчеты в металлургии. Справочник. – М.: Металлургия, 1993.
- Демидович Б.П., Марон И.А., Шувалова Э.З. Численные методы анализа. - M: Hayka, 1967. - 368 c.
- Кожеуров В.А. Термодинамика металлургических шлаков. - Свердловск: Государственное науч.-техн. изд-во литературы по черной и цветной литературе, 1955. - 163 с.
- Алпатов А.В., Падерин С.Н. Расчет параметров взаимодействия через энергию смешения. 2011. Электронный ресурс: http://steelcast.ru/interaction coefficients calculation 02.

© 2013 г. В.И. Бердников, Ю.А. Гудим Поступила 12 марта 2013 г. УДК 669.184.001.57

#### А.А. Корнеева, М.Е. Корнет

Сибирский государственный аэрокосмический университет им. академика М.Ф. Решетнева (г. Красноярск)

#### НЕПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКИ

Аннотация. Рассматривается задача идентификации дискретно-непрерывных процессов в условиях параметрической и непараметрической неопределенностей, а также вопрос идентификации в «узком» и «широком» смыслах; анализируется случай, когда входные переменные процесса связаны стохастической зависимостью. Приводятся некоторые результаты моделирования процесса конвертерной плавки стали.

**Ключевые слова**: дискретно-непрерывные процессы, параметрическая и непараметрическая неопределенность, идентификация, моделирование, конвертерная плавка.

#### NONPARAMETRIC MODELING OF OXYGEN-CONVERTER STEELMAKING

Abstract. The article examines the problem of the identification of discrete-continuous processes in the conditions of parametric and nonparametric uncertainty, as well as the question of the identification in "restricted" and "broad" senses. In the paper it is also analyzed the case when the input variables of the process are connected by stochastic dependence. It also gives the results of the modeling of the process of oxygen-converter steelmaking.

Keywords: discrete-continuous processes, parametric and nonparametric uncertainty, identification, modeling, oxygen-converter steelmaking.

Идентификация разнообразных технологических процессов остается центральной задачей кибернетики. В условиях малой априорной информации об исследуемом процессе из-за действия случайных возмущений, отсутствия измерений некоторых параметров возникают значительные трудности при выборе структуры модели и оценки помех. В настоящей работе анализируются методы непараметрической статистики, в частности, стохастические аппроксимации входных-выходных переменных процесса применительно к процессам черной металлургии, а именно к процессу конвертерной плавки стали.

В современных условиях повышение эффективности кислородно-конвертерного производства стали непрерывно связано с проблемами разработки ресурсо- и энергосберегающей технологии конверторной плавки, автоматизацией и управлением процессом.

В теории идентификации исследуемый объект описывается неизвестным с точностью до параметров оператором A. На вход объекта поступает входное воздействие  $u(t) = (u_1(t), u_2(t), ..., u_m(t)) \in \Omega(u) \subset \mathbb{R}^m$ , на выходе объекта — выходная переменная  $x(t) \in \Omega(x) \subset R^1$ . На объект действует векторное случайное воздействие  $\xi(t)$ . Непрерывное время обозначено (t). Измерения переменных процесса осуществляются с помощью каналов связи  $H^u$  и  $H^x$ , которые включают в себя средства контроля. Измерения переменных процесса осуществляются под действием случайных помех  $h^u(t)$  и  $h^x(t)$ , которые имеют нулевое математическое ожидание и ограниченную дисперсию. Контроль переменных u(t), x(t) осуществляется через интервал времени  $\Delta t$ . Таким образом, имеем выборку входных-выходных переменных процесса  $\{x_i, u_i, i = 1, s\}$ , где s — объем выборки.

Итак, стоит задача идентификации, т.е. необходимости восстановления зависимости между входными-вы-

ходными характеристиками процесса. В зависимости от уровня априорной информации об объекте различают идентификацию в «узком» и «широком» смыслах.

При моделировании разнообразных дискретно-непрерывных процессов в настоящее время доминирует теория идентификации в «узком» смысле [1]. Ее суть состоит в том, что на первом этапе на основании имеющейся априорной информации определяется параметрический класс оператора  $A^{\alpha}$ , например

$$\hat{x}_{\alpha}(t) = A^{\alpha}(u(t), \alpha), \tag{1}$$

где  $A^{\alpha}$  — параметрическая структура модели;  $\alpha$  — вектор параметров.

На втором этапе осуществляется оценка параметров  $\alpha$  на основе имеющейся выборки  $\{x_i,u_i,i=1,s\}$ . Оценка параметров может осуществляться с помощью многочисленных рекуррентных процедур, в частности, методом стохастических аппроксимаций либо методом наименьших квадратов. Успех решения задачи идентификации в этом случае существенно зависит от того, насколько «удачно» определен оператор (1). В настоящее время теория параметрической идентификации является наиболее развитой [1].

Идентификация в «широком» смысле предполагает отсутствие этапа выбора параметрического класса оператора [2]. Часто оказывается значительно проще определить класс операторов на основе сведений качественного характера, например линейности процесса или типа нелинейности, однозначности либо неоднозначности и др. В этом случае задача идентификации состоит в оценивании этого оператора на основе выборки  $\{x_i, u_i, i = \overline{1, s}\}$ :

$$\hat{x}_{s}(t) = A_{s}(u(t), \vec{x}_{s}, \vec{u}_{s}),$$
 (2)

где  $\vec{x}_s = (x_1, x_2, ..., x_s), \vec{u}_s = (u_1, u_2, ..., u_s)$  – временные векторы.

Оценка оператора  $A_s$  может быть осуществлена средствами непараметрической статистики [2, 3]. Примечательным здесь является то, что при этом исключается этап выбора параметрической структуры. Тем самым, можно утверждать, что идентификация в этом случае, а это вариант идентификации в «широком» смысле, является более адекватной для некоторых реальных задач.

Непараметрическая оценка функции регрессии по наблюдениям. Пусть даны наблюдения  $\{x_i, u_i, i = \overline{1, s}\}$  случайных величин x, u, распределенных с неизвестными плотностями вероятности  $p(x, u), p(u) > 0 \ \forall \ u \in \Omega(u)$ . Для восстановления  $\hat{x} = M\{x \mid u\}$  используются непараметрические оценки [2, 3]:

$$\hat{x}_{s}(u) = \frac{\sum_{i=1}^{s} x_{i} \prod_{j=1}^{m} \Phi\left(c_{s}^{-1}\left(u^{j} - u_{i}^{j}\right)\right)}{\sum_{i=1}^{s} \prod_{j=1}^{m} \Phi\left(c_{s}^{-1}\left(u^{j} - u_{i}^{j}\right)\right)},$$
(3)

где  $\Phi(c_s^{-1}(u^j-u_i^j))$ ,  $i=\overline{1,s}$ ,  $j=\overline{1,m}$  — ядерная колоколообразная функция и коэффициент размытости ядра  $c_s$  удовлетворяют некоторым условиям сходимости [2].

В настоящей работе в качестве колоколообразной функции  $\Phi(c_s^{-1}(u^j-u_i^j))$  было использовано треугольное ядро вида

$$\Phi\left(c_s^{-1}(u^j - u_i^j)\right) = 
= \begin{cases}
1 - \left|c_s^{-1}(u^j - u_i^j)\right|, \text{ если } \left|c_s^{-1}(u^j - u_i^j)\right| \le 1; \\
0, \text{ если } \left|c_s^{-1}(u^j - u_i^j)\right| > 1.
\end{cases} (4)$$

Параметр размытости  $c_s$  определяется путем решения задачи минимизации квадратичного показателя соответствия выхода объекта и выхода модели, основанного на «методе скользящего экзамена», когда в модели (3) исключается i-я переменная, предъявляемая для экзамена:

$$R(c_s) = \sum_{k=1}^{s} (x_k - \hat{x}_s(u_k, c_s))^2 = \min_{c_s}, \ k \neq i.$$
 (5)

Если же входная переменная u представляет собой вектор, то для каждой компоненты этой переменной необходимо найти свой параметр размытости  $c_s$ . Однако если предварительно привести выборку значений вектора u к одному интервалу, используя операции центрирования и нормирования, то параметр размытости можно принять скалярной величиной.

**Процессы «трубчатого» типа.** Первое упоминание о процессах «трубчатой» структуры появляется у А.В. Медведева [4]. Такие процессы были замечены при моделировании технологических процессов в ме-

таллургии. Было обнаружено, что компоненты вектора входа исследуемого объекта связаны стохастической зависимостью, вследствие чего процесс протекает не во всей области, установленной технологическим регламентом, а лишь в некоторой его подобласти. Моделирование подобного рода процессов связано со многими сложностями, в частности, традиционные методы параметрической идентификации не дают удовлетворительного результата. Н-процессы можно считать новыми и на сегодняшний день малоизученными.

Рассмотрим процесс со стохастической зависимостью компонент вектора входа u(t), представленный на рис. 1; здесь  $u(t) = (u_1(t), u_2(t))$ .

Область протекания процесса  $\Omega(u,x)$  представляет собой единичный куб в рамках технологического регламента. Технологический регламент определяет интервалы значений для всех технологических переменных. В рассматриваемом случае примем, что  $0 \le u(t) \le 1$  и  $0 \le x(t) \le 1$ . Но при статистической зависимости компонент вектора входа u(t) процесс протекает не во всей области  $\Omega(u,x)$ , а лишь в некоторой подобласти меньшего объема  $\Omega^H(u,x)$ . Такие процессы получили название «трубчатых», а область их протекания названа «трубкой» [4]. Отметим, что область  $\Omega(u,x)$  устанавливается технологическим регламентом, а значит известна, в то время как область  $\Omega^H(u,x)$  всегда остается неизвестной.

Сложность при управлении процессами «трубчатого» типа состоит в выборе входного воздействия u(t), которое должно принадлежать подобласти  $\Omega^H(u)$ ; лишь в этом случае получаем на выходе допустимое значение x(t). В противном случае полученное значение выходного параметра x(t) может оказаться либо за рамками технологического регламента, т.е. оказаться вообще физически не реализуемым (например, содержание того или иного элемента будет отрицательным числом), либо находиться в технологическом регламенте, но вне «трубки». Первый случай является менее опасным, поскольку значение выходного параметра, не попадающее

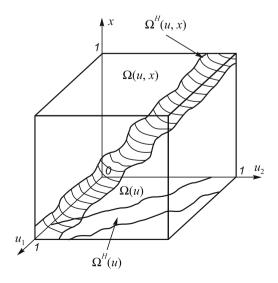


Рис. 1. Процесс «трубчатой» структуры

под технологический регламент, можно исключить, что нельзя сказать о втором случае.

Моделирование параметров конвертерной плавки стали. Как известно [5], основной задачей процесса выплавки стали в конвертерном агрегате является получение определенной запланированной марки стали с заданным химическим составом и температурой. Поэтому для решения таких технологических задач необходимо иметь рациональные модели расчета основных параметров плавки. Различают детерминированные, статистические и эвристические модели конвертерной плавки [6]. Эвристические модели построены на основе нечеткой логики и логических правил условного вывода, нейронных сетей [7, 8]. Существенную роль в таких моделях играет человеческий фактор, кроме того, необходимо длительное время для настройки моделей, что лимитирует их использование в металлургии. Статистические модели плавки [9] используются для целей статического управления; основными предпосылками успешного применения таких моделей является стабильность условий работы конвертера. Детерминированная физико-химическая модель плавки строится на базе фундаментальных законов сохранения массы и энергии. Передовые достижения в теории сталеплавильных процессов основаны на термодинамике Гиббса [10]. Термодинамические модели плавки включают в себя модель фаз и на ее основе модель системы металл – шлак – газ. Здесь результат моделирования определяется выбором вида уравнения состояния и расчетом равновесия. Факт неравновесности реального процесса, а также действие неопределенных факторов и особенности состояния конвертера учитываются коррекцией констант равновесия по массиву экспериментальных данных. Разработка адекватной модели конвертерной плавки с приемлемой вычислительной сложностью, предназначенной, прежде всего, для ее использования в системе управления, продолжается в научном мире.

Конвертерный процесс характеризуется сложными, многофакторными взаимодействиями и связями, возникающими по ходу продувки сталеплавильной ванны. Так, на кинетику окисления примесей оказывают влияние возмущения и управляющие воздействия, имеющие место во время операции продувки (поведение ванны, тепловой и температурный режим и т.д). Колебания содержания извести и шлакообразующих, состава чугуна, состава и количества металлолома, стойкости и разрушения футеровки, заметалливание сопел и т.п. усложняют разработку детерминированной модели плавки. В такой ситуации приемлемым решением может быть непараметрическая стохастическая аппроксимация некоторых связей вход — выход.

Входные-выходные переменные процесса конвертерной плавки стали представлены в таблице.

В данных условиях важнейшей выходной переменной является векторная переменная «Химический состав металла на повалке», %, которая включает в себя как минимум четыре переменные:  $x_1(u)$ ,  $x_2(u)$ ,  $x_3(u)$ ,  $x_4(u)$ . Для вычислительного эксперимента были построены четыре непараметрические модели вида

#### Входные-выходные переменные конвертерной плавки

Входные переменные	Выходные переменные
Расход материала, т: $u_1 - \text{чугуна}, \\ u_2 - \text{лома}, \\ u_3 - \text{извести}, \\ u_4 - \text{электродного боя}, \\ u_5 - \text{флюса ФОМИ}, \\ u_6 - \text{ферромарганца ФМ-1}, \\ u_7 - \text{агломерата офлюсованного}, \\ u_8 - \text{угля ССО}$	Химический состав металла на повалке, %: $x_1 - \text{углерод C},$ $x_2 - \text{марганец Mn},$ $x_3 - \text{сера S},$ $x_4 - \text{фосфор P}$
Расход кислорода, м $^3$ : $u_9$ — на продувку, $u_{10}$ — на предварительный прогрев лома Химический состав заливаемого чугуна, %: $u_{11}$ — кремний Si, $u_{12}$ — марганец Мп, $u_{13}$ — сера S, $u_{14}$ — фосфор Р	Температура металла, °C: $x_5 - \text{ на первой повалке}, \\ x_6 - \text{ на второй повалке}$ Химический состав конечного шлака на повалке, %. $x_7 - \text{ Cao}, \\ x_8 - \text{SiO}_2, \\ x_9 - \text{FeO}, \\ x_{10} - \text{MgO}, \\ x_{11} - \text{Al}_2\text{O}_3, \\ x_{12} - \text{S}, \\ x_{13} - \text{MnO}, \\ x_{14} - \text{P}_2\text{O}_5, \\ x_{15} - \text{TiO}_2, \\ x_{16} - \text{V}_2\text{O}_5$

$$\hat{x}_{s}^{l}(u) = \frac{\sum_{i=1}^{35} x_{i}^{l} \prod_{j=1}^{15} \Phi\left(c_{s}^{-1}\left(u^{j} - u_{i}^{j}\right)\right)}{\sum_{i=1}^{35} \prod_{j=1}^{15} \Phi\left(c_{s}^{-1}\left(u^{j} - u_{i}^{j}\right)\right)},$$
(6)

где  $l = \overline{1,4}$ ; объем выборки в данном случае равен s = 35. Оценку полученных моделей производили в соответствии со следующей формулой:

$$E = \frac{1}{s} \sum_{i=1}^{s} \left( x_i - \hat{x}_i^s \right)^2, \tag{7}$$

где E — ошибка моделирования;  $x_i$  — измеренное значение выходной переменной;  $\hat{x}_i^s$  — полученная оценка.

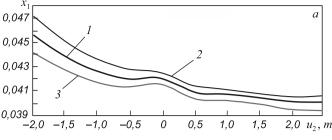
Непараметрические модели были построены для выходных переменных  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$ ,  $x_4$ . Полученные результаты приведены ниже (где D – дисперсия выхода объекта, W = E/D):

Элемент	Показатель									
Элемент	E	D	W							
$C(x_1)$	0,0002147	0,01529914	0,014							
$\operatorname{Mn}(x_2)$	0,000527348	0,0224588	0,023							
$S(x_3)$	0,00001	0,0034	0,0029							
$P(x_4)$	0,00004598	0,0064	0,0071							

Рассмотрим результаты, приведенные для переменной  $x_1$ . Ошибка моделирования E=0,0002147 значительно меньше дисперсии выхода D=0,01529914, их отношение составило W=0,014. Это говорит о том, что по значениям этой выходной переменной может быть построена удовлетворительная модель, которая в дальнейшем может быть использована в целях управления. В случае, когда E>D или  $E\approx D$ , о работоспособности модели говорить нельзя. Аналогичные результаты получены и по выходным переменным  $x_2, x_3, x_4$ , где также E< D.

На рис. 2, a в качестве примера показан характер изменения зависимости концентрации углерода в металле на повалке от содержания в расходных материалах лома. Входные переменные в этом случае являются величинами нормированными. Рисунки представляют собой срезы при 14 фиксированных входных переменных  $u_1, u_3, u_4, \ldots, u_{15}$ , а переменная  $u_2$  (содержание лома) изменяется в границах [–2; 2,5]. Кривая I соответствует случаю, когда все фиксированные переменные принимали свое среднее значение, кривая I с сдвигу фиксированной переменной I0,3 от своего среднего значения, кривая I1 с сдвигу на величину –0,3 от среднего значения.

Из приведенного рисунка следует, что характер зависимости нелинейный и достаточно точно описывает канал «углерод (С) в металле на повалке – расход материала (чугуна, лома, извести, электродного боя, флю-



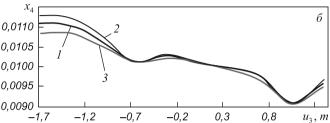


Рис. 2. Зависимость концентрации углерода (a) и фосфора ( $\delta$ ) в металле на повалке соответственно от содержания в шихте лома и извести

са, ФМ-1, агломерата офлюсованного, угля ССО), кислород на продувку, кислород на прогрев, химический состав заливаемого чугуна (Si, Mn, S, P), температура чугуна». А это означает, что использование подобных моделей может оказаться эффективным для управления процессом конвертерной плавки стали.

На рис. 2,  $\delta$  показан характер зависимости концентрации фосфора  $(x_4, \%)$  от содержания извести  $(u_3, \mathsf{т})$  в расходных материалах. Входные переменные являются величинами нормированными. Как и в предыдущем случае, графики представляют собой срезы при 14 фиксированных входных переменных и одной изменяющейся переменной  $u_3$  (содержание извести), которая изменяется в границах [-1,7;1,45]. Кривая I соответствует случаю, когда все фиксированные переменные принимали свое среднее значение. Кривая 2 соответствует сдвигу фиксированной переменной  $u_2$  (содержание лома) на 0,3 от своего среднего значения, кривая 3 – сдвигу на величину -0,3 от среднего значения.

Из рис. 2,  $\delta$  виден нелинейный характер рассматриваемой зависимости, причем здесь нелинейность уже более сильная, чем в предыдущем случае (рис. 2, a). Зависимость точно описывает канал «содержание фосфора (P) в металле на повалке — расход материала (чугуна, лома, извести, электродного боя, флюса, ФМ-1, агломерата офлюсованного, угля ССО), кислород на продувку, кислород на прогрев, химический состав заливаемого чугуна (Si, Mn, S, P), температура чугуна».

Аналогичные результаты, полученные и в осталыных случаях, говорят о том, что представленные зависимости позволяют прогнозировать поведение основных контролируемых параметров конвертерной плавки.

**Выводы.** Рассмотрена задача идентификации дискренто-непрерывных процессов в условиях параметрической и непрараметрической неопределенностей.

Анализируется вопрос идентификации в «узком» и «широком» смыслах. Приводятся непараметрические модели для многомерных дискретно-непрерывных процессов. Рассматрена задача моделирования конвертерной плавки стали. Построены непараметрические модели достаточно высокого качества для следующих важнейших выходных переменных процесса, определяющих химический состав металла на повалке: углерода, марганца, серы, фосфора. Установленно, что входные переменные процесса связаны между собой, а это означает, что речь идет о процессах «трубчатой» структуры. Полученные в ходе вычислительного эксперемента результаты говорят о том, что модели являются удовлетворительными и могут быть использованы в целях управления процессом конвертерной плавки стали.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Цыпкин Я.З. Адаптация и обучение в автоматических системах. – М.: Наука, 1968.-400 с.

- Надарая Э.А. Непараметрические оценки плотности вероятности и кривой регрессии. Тбилиси: изд. Тбилисского ун-та, 1983. 194 с.
- 3. Медведев А.В. Непараметрические системы адаптации. Новосибирск, Наука, 1983. 174 с.
- Медведев А.В. // Компьютерный анализ данных моделирования. 1995. Т. 2. С. 201 206.
- 5. Воскобойников В.Г., Кудрин В.А., Якушев А.М. Общая металлургия. М.: Металлургия, 1998. 768 с.
- Желдак Т.А., Воловенко Д.А. // Научный вестник НГУ. 2011. № 5. С. 133 – 136.
- K u b a t C.H. // Robotics and Autonomous System. 2004. Vol. 49. P. 193 – 205.
- 8. Sarita Chauhan, Mahendra Singh, Vivek Kumar Meena. // International Journal of Engineering and Innovative Technology (IJEIT). 2013. Vol. 2 (9). P. 198 202.
- 9. Гулыга Д.В., Сущенко А.В. // Сталь. 2003. № 12. С. 19 – 24.
- Пономаренко А.Г., Окоукони П.И., Храпко С.А., Иноземцева Е.Н. – В кн.: Труды 4-го конгресса сталеплавильщиков, Москва. – М.: Металлургия, 1997. С. 35 – 40.

© 2013 г. А.А. Корнеева, М.Е. Корнет Поступила 23 июля 2013 г.

#### РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УЛК 669.046: 628.474.76

#### В.Н. Зоря, Е.П. Волынкина, Е.В. Протопопов

Сибирский государственный индустриальный университет

#### ОЦЕНКА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ЦЕННОСТИ КОНВЕРТЕРНОГО ШЛАКА

Аннотация. Проведены исследования характеристик и параметров конвертерного шлака ОАО «ЗСМК», в том числе с проведением серии экспериментальных плавок в лабораторной электродуговой печи. Установлено, что потери железа с конвертерным отвальным шлаком в условиях ОАО «ЗСМК» после первичной обработки на шлаковых полях путем отмагничивания магнитных компонентов составляют в среднем 22,7 %, в том числе 9,0 % в виде металлического железа и 13,7 % в составе оксидов. При сортировке шлака крупные фракции обогащаются оксидным железом, главным образом в виде (FeO) и (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>), в то время как (Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) переходит в мелкую фракцию. В процессе плавления конвертерного шлака происходит частичное восстановление железа, что сопровождается увеличением содержания металлического железа в среднем до 11,7 %. При этом основная доля металлического железа сосредоточена в крупных фракциях (более 40 мм) и составляет в среднем 18 %, в то время как в более мелких фракциях содержание металлического железа составляет 5 – 6 %.

Ключевые слова: конвертерный шлак, оксиды железа, сортировка шлака, фракция.

#### THE EVALUATION OF METALLURGICAL VALUE OF CONVERTER SLAG

Abstract. The research of parameters of converter slag of JSC "ZSMK" was conducted, including the series of experimental smelting in a laboratory electric arc furnace. It was determined that the loss of iron with converter dump slag in JSC "ZSMK" after primary treatment on slag fields by removing of magnetic components is on the average 22.7 %, including 9,0 % in the form of metallic iron and 13,7 % in the oxides. In the process of sorting of slag the large fractions enrich themselves with oxide iron, mainly in the form of (FeO) and (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>), while the (Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) goes to the smaller fraction. In the process of melting of converter slag there is a partial recovery of iron, which is accompanied by an increase in the content of metallic iron in the average of 11,7 %. At the same time, the main part of the metallic iron is concentrated in large fractions (+40 mm) and is on the average of 18 %, while in the smaller fractions the content of the metallic iron is 5 – 6 %.

Keywords: converter slag, iron oxide, process of sorting slag, fractions.

Шлакопереработка и утилизация металлургических шлаков получили широкое распространение в мире. На современных металлургических заводах утилизируются не только все образующиеся шлаки, но и постепенно вводятся в разработку накопленные шлаковые отвалы [1, 2]. Поэтому переработка и использование шлаков в настоящее время представляют собой самостоятельную подотрасль металлургического производства.

На большинстве российских металлургических предприятиях традиционно перерабатывается доменный шлак с получением гранулированного шлака или фракционированного щебня, используемых в дальнейшем как сырье для производства портландцемента, в строительной отрасли и дорожном строительстве. Сталеплавильные шлаки многопланово и широко используются за рубежом, в то время как в России их переработка организована лишь на ряде предприятий [3]: Новолипецком, Нижнетагильском, Череповецком («Северсталь») металлургических комбинатах, Таганрогском металлургическом заводе. Известен положительный опыт переработки шлаков и возвращения их в плавку [4].

В то же время, конвертерный шлак ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» после охлаждения на шлаковых полях используется крайне ограниченно, например в основном для формирования ограждающей дамбы шламонакопителя. Совершенно очевидно, что такой подход приводит к

значительным безвозвратным потерям железа и других элементов, содержащихся в шлаках.

В настоящее время действующий с 1964 г. шламонакопитель ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» готовится к закрытию, при этом практически за 50 лет эксплуатации на его территории сформировалось техногенное месторождение вторичного сырья, в котором находятся ценные железосодержащие составляющие шламов и шлаков. В связи со снижением запасов природного железорудного сырья в перспективе это техногенное месторождение безусловно будет разрабатываться.

Для технико-экономического обоснования и создания перспективных технологий переработки конвертерных шлаков требуется оценка их металлургической ценности. С этой целью были проведены исследования характеристик и параметров шлаков со шлаковых полей и шлаков разливки конвертерных цехов, в том числе с проведением серии экспериментальных плавок в лабораторной электродуговой печи.

При постановке задач исследования основное внимание было уделено:

- оценке гранулометрического состава и физико-механических свойств шлака;
- анализу неоднородности шлака по химическому составу и перераспределения основных компонентов при сортировке шлака;

– определению содержания металлического железа в шлаке.

Как установлено, основной способ уборки и удаления конвертерного шлака в текущем производстве основан на технологии, предусматривающей первичную переработку его на шлаковых полях с извлечением крупных шлако-стальных коржей и вывоз шлака на шламонакопитель. При этом в составе направленного на шламонакопитель шлака содержится значительное количество железа в виде металлического скрапа, капель-корольков и оксидов железа.

Для исследования были отобраны представительные пробы шлака со шлаковых полей и разовые пробы шлака разливок цехов I и 2. Отбор и анализ проб производился в соответствии с требованиями ГОСТ 25470-82, ГОСТ 17495-80 и ГОСТ 27562-87.

По количественному соотношению шлаков ККЦ-1 и ККЦ-2 рассчитан средневзвешенный гранулометрический состав (см. рисунок).

Приведенные на рисунке данные показывают, что усредненный гранулометрический состав шлака более чем на треть (38,6%) представлен мелкими и пылевидными частицами размером менее 10 мм, треть (31,5%) составляют частицы размером 10-40 мм и менее трети (29,9%) составляют частицы размером более 40 мм.

Перед проведением исследований химического состава шлаков из подготовленных проб путем отмагничивания извлекали магнитные компоненты, в составе которых содержались металлическое железо и магнетит. В дальнейшем остаток после отмагничивания анализировали химическим методом в соответствии с действующими стандартами.

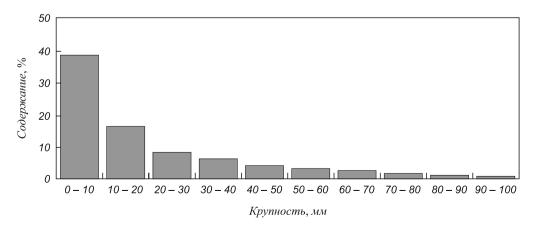
Объединенные пробы шлака, сортированного по фракциям 0-3, 3-5, 5-10, 10-25, 25-40, 40-100, более 100 мм, исследовали на химический состав для определения содержания основных компонентов в каждой фракции (табл. 1). При сопоставлении данных химического состава шлака по фракциям отмечена неравномерность распределения отдельных компонентов в сортированном шлаке. Например, содержание FeO во фракции шлака более 100 мм было в 2-4 раза выше,

чем во фракции 0-3 мм, а содержание  $\mathrm{Fe_2O_3}$ , напротив, в 5-6 раз ниже. Для установления зависимости между содержанием основных компонентов в сортированном шлаке и его крупностью выполнен корреляционный анализ. Полученные значения коэффициентов корреляции (числитель) и показатели их значимости (знаменатель) приведены в табл. 2.

Значимость коэффициентов корреляции определена по значениям F-критерия Фишера. В табл. 2 выделены коэффициенты, значимость которых выше критического значения F-критерия (6,61). Эти коэффициенты являются достоверными, т.е. выраженная коэффициентами зависимость является статистически вероятной на 99,5 %. В рассматриваемом случае достоверными являются взаимосвязи между гранулометрическим составом шлака и содержанием в нем оксида FeO для всех проб. Взаимосвязь между гранулометрическим составом шлака и содержанием в нем оксидного железа Fe<sub>окс</sub> и оксида Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> является достоверной только для шлаков разливок. Достоверными являлись также взаимосвязи между гранулометрическим составом шлака и содержанием в нем оксидов MgO в шлаках с полей и оксидов Р<sub>2</sub>О<sub>5</sub> в шлаках разливок.

Положительные коэффициенты корреляции содержания оксидного железа с крупностью шлака для шлака с полей (0,70) и шлака разливок (0,89) свидетельствуют о том, что при сортировке шлака крупные фракции обогащаются оксидным железом. Это происходит, главным образом, за счет увеличения содержания оксида FeO, коэффициент корреляции которого с гранулометрическим составом положительный (0,88). Одновременно происходит перераспределение оксида  $\operatorname{Fe_2O_3}$  в мелкие фракции, о чем свидетельствует отрицательный коэффициент корреляции (-0,65). Однако на суммарный процесс обогащения оксидным железом крупных фракций этот факт не оказывает значительного влияния.

Таким образом, результаты исследований показали, что оксид FeO в гораздо большей степени чем другие компоненты шлака обладает свойством концентрироваться в определенной фракции. Для выявления взаи-



Усредненный гранулометрический состав конвертерного шлака

Таблица 1

#### Химический состав конвертерного шлака

Мате-	Фрак-	Содержание, %														
риал Ци	ция, мм	Feorce	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	TiO <sub>2</sub>	$V_2O_5$	S	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	ZnO
	0 – 3	9,50	5,04	7,97	16,80	53,00	6,90	2,90	6,00	0,60	0,70	0,10	1,30	0,40	0,30	<0,001
	3 – 5	13,79	9,75	8,86	17,90	49,30	4,70	2,90	6,00	0,70	0,40	0,10	1,30	0,40	0,30	<0,001
	5 – 10	14,92	10,80	9,31	18,00	48,00	4,20	3,10	6,70	0,50	0,50	0,09	1,30	0,40	0,30	<0,001
	0 - 10	12,66	8,43	8,72	17,53	50,13	5,31	2,99	6,31	0,60	0,60	0,10	1,30	0,40	0,30	<0,001
	10 - 25	16,01	12,58	8,89	17,50	47,30	4,20	2,90	6,20	0,50	0,40	0,10	1,60	0,40	0,30	<0,001
Шлак	25 – 40	17,02	13,57	9,23	16,90	47,20	3,60	2,60	6,40	0,50	0,40	0,10	1,50	0,40	0,20	<0,001
ККЦ-1	10 - 40	16,34	12,90	9,00	17,30	47,27	4,00	2,80	6,27	0,50	0,40	0,10	1,60	0,40	0,30	<0,001
	40 – 100	15,09	13,82	6,20	17,20	49,40	2,60	2,50	6,90	0,40	0,70	0,08	1,10	0,40	0,20	<0,001
	Более 100	18,40	22,30	1,50	25,00	40,90	2,30	2,50	3,50	0,50	0,50	0,07	1,50	0,40	0,20	<0,001
	Более 40	16,65	17,82	3,99	20,87	45,40	2,46	2,50	5,30	0,50	0,60	0,08	1,30	0,40	0,20	<0,001
	Средне- взвеш.	14,95	12,24	7,76	18,20	47,98	4,17	2,80	6,06	0,50	0,60	0,09	1,40	0,40	0,27	<0,001
	0 - 3	9,30	6,14	6,46	25,60	42,80	7,30	5,10	4,80	0,50	0,40	0,13	1,30	0,50	0,50	<0,001
	3 – 5	16,88	11,58	11,24	21,00	43,00	4,90	4,20	4,50	0,50	0,60	0,11	1,50	0,50	0,40	<0,001
	5 – 10	17,49	14,03	9,39	20,00	43,50	5,10	3,80	4,10	0,60	0,40	0,10	1,60	0,50	0,30	<0,001
	0 – 10	12,86	9,33	8,00	23,24	43,05	6,30	4,57	4,54	0,50	0,50	0,12	1,40	_	_	_
	10 - 25	15,73	19,98	0,27	18,69	46,70	2,79	3,06	5,17	0,79	0,53	0,12	1,88	_	_	_
Шлак	25 - 40	12,87	16,01	0,59	25,81	43,10	2,07	6,03	5,36	0,86	0,48	0,09	1,72	_	_	_
ККЦ-2	10 - 40	14,70	18,54	0,39	21,27	45,40	2,53	4,13	5,24	0,82	0,51	0,11	1,82	_	_	_
	40 – 100	16,30	20,21	0,82	16,34	48,90	2,68	2,55	5,17	0,82	0,65	0,15	2,10	_	_	_
	Более 100	20,10	24,91	1,03	17,88	45,40	1,40	1,92	5,40	0,74	0,49	0,12	2,19	_	_	_
	Более 40	18,11	22,45	0,92	17,07	47,23	2,07	2,25	5,28	0,78	0,57	0,14	2,14	_	_	_
	Средне- взвеш.	15,15	16,36	3,46	20,60	45,13	3,81	3,66	4,99	0,68	0,53	0,12	1,77	_	_	_

Таблица 2

# Значения коэффициентов корреляции (числитель) и их значимость (знаменатель), характеризующие взаимосвязь между химическим и гранулометрическими составами шлака

Проба	Значение показателя для компонента шлака									
	Fe <sub>okc</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	CaO	MgO	$Al_2O_3$	MnO	S	$P_2O_5$
Шлак с полей	<u>0,70</u>	<u>0,88</u>	<u>-0,65</u>	<u>-0,05</u>	<u>-0,20</u>	<u>-0,92</u>	<u>-0,43</u>	<u>-0,06</u>	<u>-0,14</u>	<u>0,50</u>
	5,0	13,8	4,0	0,2	0,7	21,4	1,9	0,2	0,5	2,5
Шлак разливок	<u>0,89</u>	<u>0,89</u>	<u>-0,66</u>	<u>-0,35</u>	<u>-0,11</u>	<u>-0,57</u>	<u>-0,46</u>	<u>-0,36</u>	<u>-0,26</u>	<u>0,90</u>
	15,5	15,7	4,3	1,4	0,4	3,1	2,1	1,5	1,3	17,1

мосвязи между этим оксидом и другими компонентами шлака дополнительно выполнен парный корреляционный анализ (табл. 3).

Представленные в табл. 3 данные показывают, что содержание  $Fe_{okc}$  в шлаке определяется, главным образом, оксидом FeO, о чем свидетельствует положительный достоверный коэффициент корреляции 0,79. При этом

оксид FeO не коррелируется положительно ни с одним из компонентов, однако характеризуется достаточно высоким отрицательным (-0.75) значением коэффициента корреляции с оксидом  $\operatorname{Fe_2O_3}$ . Этот факт, очевидно, свидетельствует о наличии в составе шлака магнитного оксида  $\operatorname{Fe_3O_4}$ , являющегося промежуточным в процессе окисления железа  $\operatorname{Fe} \leftrightarrow \operatorname{FeO} \leftrightarrow \operatorname{Fe_3O_4} \leftrightarrow \operatorname{Fe_2O_3}$ .

Значения коэффициентов парной корреляции,						
характеризующие взаимосвязь между основными компонентами шлака						

Проба	Значения коэффициента для компонента шлака									
	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	SiO <sub>2</sub>	CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO			
Fe <sub>okc</sub>	<u>0,79</u> 7,48	<u>-0,18</u> 0,66	<u>-0,70</u> 4,90	<u>-0,22</u> 0,82	<u>-0,32</u> 1,30	<u>-0,51</u> 2,53	<u>-0,24</u> 0,93			
FeO	_	<u>-0,75</u> 6,09	<u>-0,89</u> 15,11	0,02 0,06	<u>-0,34</u> 1,41	<u>-0,37</u> 1,54	<u>-0,34</u> 1,40			
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	_	_	<u>0,66</u> 4,29	<u>-0,26</u> 1,00	0,20 0,76	0,03 0,12	0,29 1,12			
MgO	_	_	_	<u>0,06</u> 0,21	0,18 0,66	<u>0,31</u> 1,25	-0,01 0,03			

Примечание. В числителе – коэффициент корреляции, в знаменателе – его значимость.

Оксид FeO с высокой степенью достоверности отрицательно коррелируется с оксидом MgO с коэффициентом корреляции 0,89, что свидетельствует о том, что он в значительной степени содержится в шлаке в составе сложных соединений с MgO и эта взаимосвязь усиливается при снижении крупности частиц.

С целью определения содержания металлического железа в конвертерном шлаке проведена серия плавок проб фракционированного шлака шлаковых полей и разливок в лабораторной электродуговой печи с загрузкой по металлу 2 кг. В процессе исследований были проплавлены 12 проб шлака, в том числе четыре вида шлака по три фракции каждого. Фракции выбраны в соответствии с перспективой их использования в агломерационном (0 – 10 мм), доменном (10 – 40 мм) и сталеплавильном (более 40 мм) процессах. В качестве продуктов плавки были выделены металл (слитки) и обедненный шлак.

Было установлено, что получаемые в результате плавления шлаки приобретают пористую структуру, имеют темно-серый цвет с блестящей поверхностью. В лабораторных условиях выполнено дробление шлака до крупности 0-2 мм, затем истирание до крупности 0-0,08 мм с целью подготовки проб для проведения анализа на химический состав. В процессе подготовки проб из шлака выделены мелкие металлические включения (корольки). Общее содержание металлического железа оценивалось по сумме всех металлических включений, выделенных из шлака после плавки (слитки) и при истирании (корольки). Из оставшейся пробы шлака магнитом были дополнительно извлечены магнитные компоненты, которые внешне имели неметаллический вид. Результаты исследований представлены в табл. 4.

Из представленных данных видно, что среднее содержание металлического железа в проплавленном шлаке со шлаковых полей составило 5,9 % (ККЦ-1) и 14,7 % (ККЦ-2). Более высокое содержание металлического железа в шлаках ККЦ-2, очевидно, связано с использованием агрегатов значительно большей садки (350 т), более высокой интенсивностью продувки кислородом и неэффективным управлением процессом шлакообразования, в результате чего реализуется «открытая» продувка, что характеризуется повышенным выносом жидкого металла в шлак. Среднее содержание металлического железа в шлаках сталеплавильного производства, рассчитанное по количественному соотношению шлаков двух цехов, составляет 11,7 %, что позволяет сделать вывод о перспективности извлечения и возвращения материала в плавку.

Полученные результаты свидетельствуют о неравномерности распределения металлического железа в шлаке по классам крупности. В пробах шлака из шлаковых полей содержание  $Fe_{_{\!\!\!MeT}}$  в крупных фракциях 10-40 и более 40 мм значительно выше, чем в мелкой фракции 0 – 10 мм. Так, в пробах шлаков ККЦ-1 крупностью 0-10 мм содержится 3,1 % железа, а в крупных частицах (более 40 мм) – 11,8 %; в пробах шлаков ККЦ-2 – соответственно 7,1 и 26,7 %. В среднем в проплавленном шлаке содержится по фракциям 0 - 10, 10 - 40 и более 40 мм соответственно 5,7; 8,4 и 22,8 % Fe<sub>мет</sub>. Выделенное из шлака в виде слитков и корольков металлическое железо можно распределить следующим образом: на долю фракции 0 – 10 мм приходится 19%, 10-40 мм -23% и большая часть (58%) железа приходится на долю фракции более 40 мм.

В шлаках разливок среднее содержание металлического железа составляет 3,3-9,9%. При этом в отличие от проб шлаков из шлаковых полей основная его часть (26-65%) содержится во фракции 0-10 мм, 25-47% – во фракции 10-40 мм и 10-27% – в пробах шлаков фракции крупнее 40 мм. Перераспределению металла в мелкие фракции (до 40 мм), очевидно, способствует длительное отстаивание шлака перед разливкой при постепенном накапливании его в шлаковых чашах. В таких условиях, очевидно, в течение временного периода отстаивания шлака крупные корольки успева-

Таблица 4

#### Состав продуктов, полученных в результате плавки шлака

		Содержание, %						
Проба	Компоненты продуктов плавки	по						
		0 – 10	10 – 40	более 40	среднее			
	Железо мет. (слитки)	2,7	5,1	11,0	5,5			
	Железо мет. (корольки)	0,4	0,3	0,8	0,4			
Шлак ККЦ-1 (шлаковое поле)	Железо мет. всего	3,1	5,4	11,8	5,9			
	Магнитный компонент шлака	12,9	8,6	0,7	8,5			
	Шлак	84,0	86,0	87,5	85,6			
	Железо мет. (слитки)	5,7	9,8	25,0	13,4			
	Железо мет. (корольки)	1,4	0,7	1,7	1,3			
Шлак ККЦ-2 (шлаковое поле)	Железо мет. всего	7,1	10,5	26,7	14,7			
	Магнитный компонент шлака	2,1	0,5	0,4	1,1			
	Шлак	90,8	89,0	72,9	84,2			
	Расчетное среднее по шлакам ККЦ-1, ККЦ-2							
	Железо мет. всего	5,7	8,4	22,8	11,7			
	Магнитный компонент шлака	5,9	3,9	0,5	3,7			
	Шлак	88,4	87,7	76,7	84,6			
	Железо мет. (слитки)	1,2	3,6	1,3	2,0			
	Железо мет. (корольки)	1,5	2,7	0,2	1,3			
Шлак разливки ККЦ-1	Железо мет. всего	2,7	6,3	1,5	3,3			
	Магнитный компонент шлака	5,3	0,6	5,9	4,3			
	Шлак	92,0	93,1	92,6	92,4			
	Железо мет. (слитки)	10,1	12,1	6,2	9,1			
	Железо мет. (корольки)	0,9	1,2	0,5	0,8			
Шлак разливки ККЦ-2	Железо мет. всего	11,0	13,3	6,7	9,9			
	Магнитный компонент шлака	0,8	0,6	13,7	6,5			
	Шлак	88,2	86,1	79,6	83,6			

ют опуститься на дно чаши, а мелкие брызги металла задерживаются в верхних горизонтах объема шлака в чаше. Крупные линзы металла, выбитые с днища чаш, и крупный скрап в исследованиях не учитывались.

Среднее содержание магнитного компонента в проплавленных шлаках шлаковых полей составило 1,1-8,5%, в том числе в мелких фракциях в среднем 5,9% и в крупных -0,5%. При этом в проплавленных шлаках разливок содержание магнитного компонента составляло 4,3-6,5%.

В табл. 5 представлены результаты исследования химического состава выделенных из шлака корольков металла. Как установлено, выделенные из шлаков металлические корольки характеризуются на основании данных анализа как низкоуглеродистый металл с незначительным остаточным содержанием серы, фосфора и марганца. В металле, выделенном из шлаков разливки, отмечено более высокое содержание углерода и марганца, очевидно, обусловленное введением ферросплавов в процессе раскисления металла.

Определено, что в результате проплавления шлака произошло снижение содержания оксидного железа в среднем в 1,5 раза, причем особенно заметно уменьшилось содержание оксидов  $Fe_2O_3$ : в шлаках ККЦ-1 — с 7,76 до 0,88 %, ККЦ-2 — с 3,46 до 0,91 %, что косвенно свидетельствует о произошедшем в процессе плавления шлака частичном восстановлении железа.

На основе материального баланса железа до и после плавления шлаков выполнен расчет содержания металлического железа в исходном шлаке. Получено, что конвертерный шлак после первичной переработки его на шлаковых полях содержит в среднем 22,7 % железа, в том числе 9,0 % металлического и 13,7 % — в виде оксидов. Среднее содержание металлического железа по фракциям составляет: 5,1 % для фракции 0 — 10 мм; 5,6 % для фракции 10 — 40 мм; 18 % для фракции более 40 мм. Таким образом, установлено, что около 59 % содержащегося в шлаке металла сосредоточено в крупной фракции (более 40 мм), на долю фракций 0 — 10 и 10-40 мм приходится соответственно 21 и 20 %.

Химический состав корольков металла, выделенных в процессе проплавления шлака

Таблипа 5

M	I/myymyy omy y y	Массовая доля элементов, %						
Материал	Крупность, мм	С	Si	Mn	S	P		
Шлак ККЦ-1 (шлаковое поле)	10 – 40	0,25	<0,03	0,15	0,011	0,017		
Шлак ККЦ-2 (шлаковое поле)	10 – 40	0,13	<0,03	0,10	0,016	<0,010		
	0 10	00-	0.00	0.44	0.040	0.011		

#### Ш Ш 0 - 100,05 < 0.03 0,11 0.049 0.011 Отмагниченный материал 10 - 400,04 < 0,03 0,11 0,021 0,010 из шлака ККЦ-2 > 40 0.03 < 0.03 0.09 0.010 < 0.010 10 - 400,93 0,03 0,94 Шлак разливки ККЦ-2 > 40 1,08 < 0.03 0,36

Выводы. Потери железа с конвертерным отвальным шлаком в условиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» после первичной обработки на шлаковых полях путем отмагничивания магнитных компонентов составляют в среднем 22,7 %, в том числе 9,0 % в виде металлического железа и 13,7 % – в составе оксидов. При сортировке шлака крупные фракции обогащаются оксидным железом главным образом в виде FeO и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, в то время как оксид Fe<sub>2</sub>O<sub>2</sub> переходит в мелкую фракцию. В процессе плавления конвертерного шлака происходит частичное восстановление железа, что сопровождается увеличением содержания  $Fe_{_{MET}}$  в среднем до 11,7 %. При этом основная его доля сосредоточена в крупных фракциях (более 40 мм) и составляет в среднем 18 %, в то время как в более мелких фракциях содержание металлического железа составляет 5 – 6 %.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Кудрин В.А. Теория и технология производства стали. М.: Мир, 2003. – 528 с.
- Юсфин Ю.С., Леонтьев Л.И., Черноусов П.И. Промышленность и окружающая среда. - М.: ИКЦ Академкнига,
- Рябов Т.В. // Новости черной металлургии за рубежом. 2000. № 4. C. 128 – 130: 2004. № 3. C. 75.76.
- Голов Г. В. // Сталь. 1995. № 1. С. 73.

© 2013 г. В.Н.Зоря, Е.П. Волынкина, Е.В. Протопопов Поступила 25 апреля 2013 г.

### ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.018.25

#### В.А. Быстров

Сибирский государственный индустриальный университет

#### УСЛОВИЯ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИЗНОСА ЗАСЫПНОГО УСТРОЙСТВА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

**Анномация**. Рассмотрены условия эксплуатации и высокотемпературного газоабразивного износа засыпного устройства доменной печи. Установлено, что основным видом износа является образование продувов на контактной поверхности большого конуса и чаши, которые приводят к остановке на ремонт всей доменной печи на 72 ч. Указаны мероприятия повышения срока службы засыпных устройств доменных печей.

Ключевые слова: засыпной аппарат доменной печи, газоабразивный износ, давление под колошником, продувы контактной поверхности.

# OPERATING CONDITIONS AND HIGH-TEMPERATURE WEAR OF CHARGING DEVICE OF BLAST FURNACE

Abstract. Operating conditions and high-temperature gas-and-abrasive wear of charging device of blast furnace are observed. It is established, that a principal view of the wear is the formation of holes on a contact surface of a big cone and a bowl, which lead to a stoppage on repair of all the blast furnace for 72 hours. The measures of increase of service life of charging devices of blast furnaces are set.

Keywords: charging equipment of blast furnace, gas-and-abrasive wear, pressure under the throat, holes of contact surface.

Многие детали металлургического оборудования работают в тяжелых условиях высокотемпературного абразивного и газоабразивного износа. К их числу можно отнести детали агломерационных машин, детали засыпного устройства доменных печей (ЗУДП), валки прокатных станов горячего металла и многие другие. Диапазон рабочих температур перечисленных деталей весьма широк. Так например, детали ЗУДП, соприкасаясь с раскаленным (350  $\div$  550 °C) колошниковым газом, могут нагреваться до 250 °C, а контактирующая поверхность в микрообъеме до 450 °C [1 – 3].

Срок службы деталей двухконусного засыпного устройства доменной печи на различных металлургических комбинатах России колеблется в широких пределах: от 8 до 18 месяцев. Затраты на их замену в зависимости от мощности доменной печи составляют от 2 до 6 млн. руб. Длительность замены ЗУДП (капитальный ремонт 3-го разряда) доходит до 72 ч. Следовательно, каждая доменная печь ежегодно недопроизводит порядка 8600 т чугуна и теряет до 160 млн. руб. [4]. Поэтому работе ЗУДП всегда уделялось пристальное внимание.

Проблемы износа и упрочнения деталей ЗУДП изучали многие специалисты. Результаты их исследований представлены в работах [3-7], а также в диссертационной работе В.А. Быстрова Виводы большинства авторов работ сходятся в том, что определяющим срок

службы ЗУДП является состояние контактной поверхности большого конуса и чаши, а также малого конуса и воронки. Износ контактных поверхностей (газоабразивный износ) находится в прямой зависимости от количества пыли, содержащейся в колошниковом газе, скорости истечения газа и его температуры, твердости абразивных частиц и в обратной — от твердости материала контактной поверхности. Повышению выноса пыли способствуют снижение давления под колошником, неровный ход доменной печи, загрузка мелких фракций шихты, прочность агломерата и кокса, форма и твердость абразивных частиц.

Основными усредненными условиями эксплуатации ЗУДП России и стран СНГ (по результатам анализа работы доменных печей) являются [4, 7]:

- давление под колошником -1,5-2,5 ати; на современных крупных доменных печах -2,5-3,0 ати; на проектируемых до 3,5 ати;
- температура колошникового газа -280-360 °C, но при нарушении хода доменной печи необходимо предусматривать возможный рост до 800 °C;
- вынос колошниковой пыли, который в среднем составляет 25 50 кг/т чугуна, но при повышенном содержании мелочи в шихте может доходить до 150 кг/т;
- перепад температур по периметру ЗУДП, составляющий в среднем 60-80 °C, но при нарушении хода доменной печи может доходить до 250 °C;
- состав загружаемой шихты и ее состояние, например, агломерат может быть горячим, холодным и мокрым;

 $<sup>^1</sup>$  Б ы с т р о в В.А. Основы электрошлаковых технологий упрочнения композиционными сплавами деталей, работающих при высокотемпературном износе. Автореф. дис. д-ра техн. наук. – Барнаул, 2003.-34 с.

- количество пропускаемой засыпным аппаратом шихты -200-300 т/ч;
- количество открываний и закрываний конуса в среднем 2-3 в минуту.

Исследованиями А.Ф. Терещенко и Ю.А. Юзвенко определена изнашивающая способность колошниковой пыли различных заводов [6]. Наиболее абразивной оказалась фракция 0,1 мм, с которой и проводили исследования. Установлено, что повышение температуры колошникового газа приводит к увеличению скорости газа, проходящего через щель, что повышает износ контактной поверхности конус — чаша, а увеличение температуры до 400 — 500 °C создает условия для развития процессов ползучести.

Установлены два вида износа ЗУДП: износ контактного пояса конуса и чаши; износ боковой рабочей поверхности (см. рисунок).

Контактный пояс сопряжения конус — чаша подвержен газоабразивному износу (газоабразивная эрозия запыленным колошниковым газом). Износ боковой поверхности происходит в результате абразивного износа под воздействием ссыпающихся материалов шихты и зависит от количества шихтовых материалов, загружаемых в доменную печь, абразивных свойств этих материалов, скорости и траектории падения шихты, размеров отдельных кусков, а также от температуры нагрева конуса. Износ контактного пояса является наиболее распространенной причиной выхода из строя ЗУДП.

Для выхода из строя ЗУДП достаточно наличие небольших неплотностей в области сопряжения конуса и чаши, так как возникающие из-за разности давления запыленного колошникового газа газовые потоки, устремляясь в эти щели, прогрессивно увеличивают неплотности и очень быстро превращают их в продувы (поз.  $\delta$  на рисунке). В случае неплотного запирания между большим конусом и чашей образуется щель размерами  $a_1(a_2) \cdot b_1(b_2) \cdot L_1(L_2)$ , где индекс «1» характеризует вход, а индекс «2» — выход из щели. С учетом потерь давления газа, изменения скорости истечения газа и при наличии перепада давления в колошниковом и межконусном

пространствах запыленный колошниковый газ устремляется в щель и совершает в этом месте продувы.

Износ контактной поверхности будет тем больше, чем выше будут скорость истечения газа, расход газа в единицу времени, его температура, запыленность, физико-механические свойства абразивных частиц колошниковой пыли.

Д.А. Сторожик и И.В. Крагельский в работах [3, 5] предложили качественные и количественные зависимости интенсивности износа  $(I_y$  и  $I_n)$  и количества циклов  $(N_y$  и  $N_n)$  воздействия абразивных частиц, вызывающих износ. При малых углах атаки касательная составляющая скорости газового потока будет велика, и резание не будет происходить не только при внедрении абразивной частицы в изнашиваемую поверхность, но и при выталкивании ее из металла упругими силами.

Расход газа  $G_{\rm r}$ , кг/с, определяется по формуле

$$G_{\Gamma} = \sqrt{\frac{g\rho_{\Gamma}p_{\Gamma}\delta^{2}b^{2}(\tau^{2} - 1)}{\frac{3}{4} + \ln\tau^{2} + \varepsilon_{\Gamma} + \frac{\lambda}{2}\left(\frac{1}{\delta} + \frac{1}{8tg\alpha}\right)}},$$
 (1)

где  $\rho_{\Gamma}$  – плотность газа ( $\rho_{\Gamma}$  = 1,3 кг/м³ при T = 450 °C);  $\rho_{\Gamma}$  = 2,5 – 3 ати – давление газа;  $\tau$  = 20 мин – время истечения газа (время между двумя открываниями);  $\lambda$  – коэффициент трения (является функцией числа Рейнольдса Re);  $\varepsilon_{\Gamma}$  – коэффициент сопротивления газа на выходе из щели;  $\delta$  – величина зазора щели мм; b – ширина щели мм;  $\alpha$  = 7° – угол захода газа в щель.

Скорость соударения абразивной частицы ( $\nu_{_{\mathrm{q}}}$ ) находится по формуле

$$v_{\rm q} = \sqrt{\frac{\pi \eta \sigma_{\rm y}}{2} + \frac{\sigma_{\rm y}}{\rho_{\rm a,q}} \left[ \frac{\left(\pi \eta \sigma_{\rm y}\right)^2}{10} + \frac{3r_{\rm n}^2}{4R^2} \right]};$$
 (2)

здесь  $\eta$  — упругая постоянная соприкасающихся тел, определяемая из соотношения  $\eta = \frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2}; \, \mu_1, \, \mu_2$ 

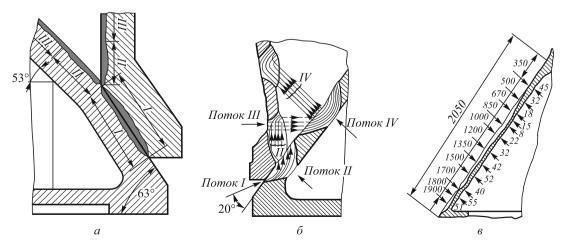


Схема наплавки (a), износа контактного пояса (б) и боковой поверхности (e) ЗУДП

и  $E_1$ ,  $E_2$  — соответственно коэффициенты Пуассона и модули упругости частицы (1) и детали (2);  $\rho_{\rm a.u}$  — плотность абразивной частицы, кг/м³; R — радиус абразивной частицы, мм;  $r_{\rm n}^2 = 2Rh_{\rm n}$  — радиус пятна при соударении частицы с телом конуса;  $h_{\rm n}$  — глубина внедрения частицы, мм;  $\sigma_{\rm y} = (1-4.7)\sigma_{\rm T}$  — параметр, соответствующий переходу твердого тела из упругого в пластическое состояние;  $\sigma_{\rm T}$  — предел текучести максимально упрочненного материала.

Интенсивность изнашивания при упругом соударении  $(I_{\mathbf{y}})$ , выраженная потерей массы тела за единицу времени, находится по формуле

$$I_{y} = kG_{r}w\tau \frac{\left(v_{q} \sin \alpha - v_{kp}\right)^{2}}{2gK},$$
(3)

где k — запыленность колошникового газа (обычно k = 0,15 — 0,25); w — доля частиц, принимающих участие в соударении ( при завихрении газа и упругом соударении w = 1);  $v_{\rm kp}$  — критическая скорость соударения абразивных частиц, определяемая как

$$v_{\rm kp} = \frac{\pi^2}{2\sqrt{10}} \sqrt{\frac{\sigma_{\rm y}^2}{\rho_1}} \eta^2.$$

Интенсивность изнашивания при пластическом соударении  $(I_{\rm n})$ , когда твердость абразивных частиц выше твердости истираемого тела  $(H_{\rm a} \geq H_{\rm m})$  и эти частицы вызывают пластический и режущий износ, определяется по формуле

$$I_{\pi} = \frac{kG_{r}w}{2gf} \left[ v_{r}^{2}\cos^{2}\alpha - C\left(v_{r}\sin\alpha - v_{\kappa p}\right)^{3/2} \right]; \tag{4}$$

здесь C – постоянная, характеризующая упругопластические свойства материала,  $C = 0.262\pi\sigma_y^2\eta^2\sqrt[4]{\frac{\sigma_y}{\rho_1}}$ ;

f — коэффициент режущего износа, характеризующий сопротивление материала срезу и представляющий собой энергию, необходимую для среза единицы массы или объема металла.

И.В. Крагельский [5] предложил следующие зависимости интенсивности износа ( $I_{\rm y}$  и  $I_{\rm n}$ ) и количества циклов ( $N_{\rm y}$  и  $N_{\rm n}$ ) воздействия абразивных частиц, вызывающих износ:

для числа циклов до разрушения при упругом соударении

$$N_{\rm y} = \frac{3\pi\Theta\sigma_{\rm o}}{(4kfRh_{\rm n})^{t/2}};\tag{5}$$

для числа циклов пластического контакта при соударении

$$N_{\pi} = \left(e_{o} 0, 5 \sqrt{\frac{1 - kf}{1 + kf}}\right)^{t} \left(\frac{R}{h_{\pi}}\right)^{t/2}; \tag{6}$$

для максимальной глубины внедрения частицы с радиусом R

$$h_{\text{max}} = P(1, 25\pi\rho_{\text{r}}\Theta v_{\text{o}}^2 \sin 2\alpha_{\text{o}})^{2/5};$$
 (7)

для интенсивности износа при упругом соударении абразивных частиц

$$I_{y} = K_{T} \rho_{M} \rho_{q}^{t/5} \left( \operatorname{ctg} \alpha_{o} - f \right) \left( \nu_{o} \sin \alpha_{o} \right)^{2 + \frac{2}{5t}} \times \left( \frac{kf}{\sigma_{o}} \right)^{t} \left( \frac{4}{3} \pi \Theta \right)^{\frac{4}{5t-1}};$$
(8)

для интенсивности износа при пластическом контакте

$$I_{\pi} = \left[1,75\rho_{\text{M}}\rho_{\text{q}}^{3/4} \frac{1+kf}{e_{\text{o}}^{2}} \left(1-kf\right)\right] \times \left(\frac{v_{\text{o}}\sin\alpha_{\text{o}}}{\sqrt{C\sigma_{\text{t}}}}\right)^{7/2} \left(\text{ctg}\alpha_{\text{o}} - f\right); \tag{9}$$

здесь  $\rho_{_{\rm M}}$  и  $\rho_{_{\rm q}}$  – плотность изнашиваемого материала и абразивной частицы;  $e_{_{\rm 0}}$  – относительная деформация;  $K_{_{\rm T}}$  – коэффициент твердости материала.

Расчеты, выполненные по формулам (5)-(9), показали, что число циклов упругих столкновений до разрушения зависит от твердости и межмолекулярного сцепления материала. Так например, при  $H_{\mu}$  до  $10~\Gamma\Pi a$  имеем  $N_{\mu}=2\cdot 10^2-5\cdot 10^2$ , а при возрастании микротвердости материала до  $H_{\mu}=15-18~\Gamma\Pi a$  значение  $N_{\mu}$  возрастает до  $3\cdot 10^4-4\cdot 10^5$ . Число циклов при пластическом контакте (при тех же изменениях твердости) изменяется от 5-10 до 600-4000 соответственно, т.е. при пластическом контакте число циклов до разрушения уменьшилось в 100 раз по сравнению с числом циклов при упругом столкновении, что еще раз подтверждает ведущую роль твердых частиц (см. сноску 1).

Анализ данных по условиям работы и стойкости ЗУДП, приведенных в исследованиях [2 – 6], позволил сделать следующие выводы:

- с повышением среднего избыточного давления газа под колошником вынос колошниковой пыли уменьшается; так например, при давлении 0.9-1.1 ати вынос пыли составил 70-100, а при 1.7-2.2 ати -10-30 кг/т чугуна;
- -с возрастанием среднего избыточного давления газа под колошником средняя температура колошникового газа падает, например, при давлении 0.9-1.1 ати температура колошникового газа составила 350-400 °C, а при давлении 1.7-2.2 ати -240-300 °C;
- с ростом средней температуры колошникового газа срок службы ЗУДП снижается; так, при 240-260 °C средний срок службы составляет 13-14 месяцев, а при 450-480 °C -9-11 месяцев;

- с увеличением выноса колошниковой пыли срок службы ЗУДП уменьшается, например, при среднем выносе пыли 20-30 кг/т средний срок службы составлял 15-17 месяцев, а при 80-90 кг/т -9-11 месяцев.

Современные требования к работе доменной печи заключаются в том, чтобы повысить температуру дутья, давление под колошником и полнее использовать мелкие фракции шихты, но при этом добиваться отсева слишком мелких фракций (до 2,5 мм). Соблюдение этих требований приведет к росту производительности доменных печей на  $25-30\,\%$ , но при этом возможно снижение срока службы ЗУДП до 8 месяцев, что недопустимо.

Преждевременный выход из строя ЗУДП вследствие износа контактной поверхности конуса и чаши и образования продувов приводит к остановке всей доменной печи на ремонт 3-го разряда [1 – 4]. По данным некоторых металлургических комбинатов стоимость замены ЗУДП достигла 200 тыс. руб в 1991 г. (ориентировочно 12 млн. руб по ценам 2012 г.) В настоящее время намечены следующие пути повышения срока службы ЗУДП [8]:

- совершенствование конструкции по двум основным направлениям снятие функций шлюзового затвора с большого конуса, которые будут выполнять специальные лотки, течки, клапаны; замены большого конуса другим исполнительным механизмом, в связи с чем шлюзование шихты производится за счет специальных устройств, а роль распределителя шихты выполняет поворотный лоток как это предусмотрено в конструкции засыпного аппарата фирмы «Пауль Вюрт» [8];
- улучшение технологического процесса доменной плавки (ровный ход доменной печи, повышение качества агломерата и других шихтовых материалов и т.п.);
- наплавка рабочих поверхностей конусов и чаш износостойкими сплавами, стойкими при интенсификации доменного процесса (дутье, давление).

При наплавке деталей ЗУДП исходят из определенных соображений: контактные поверхности конусов и чаш, подверженные высокотемпературному газоабразивному износу колошниковым газом при избыточном давлении 3,5 ати, склонны к образованию продувов (см. поз.  $\delta$  рисунка) [8], следовательно, требуют более пристального внимания при выборе наплавленного металла.

При упрочнении конусов и чаш ЗУДП широко применяют автоматическую двухдуговую наплавку самозащитными порошковыми лентами. Контактные поверхности конусов и чаш наплавляют порошковой проволокой ПЛ-Нп-500Х40Н40С2РЦ (ПЛ-АН 111) с никелевой оболочкой. Применение этой порошковой ленты наряду с совершенствованием конструкции ЗУДП и улучшением технологии доменной плавки позволило повысить срок службы загрузочного устройства до 13 месяцев. Однако порошковая лента имеет нестабильные сварочно-технологические свойства и высокую стоимость (580 – 620 руб/кг). Существенный

ее недостаток — образование «рыхлостей» в наплавленном слое за счет выделения свободного углерода. Этих недостатков лишена, как считают авторы работ [4, 6], порошковая лента ПЛ-Нп-400X20Б7М6Н5В2Ф (ПЛ-АН 179) с оболочкой из низкоуглеродистой стали. Для применяемых наплавочных лент период от начала устойчивого продува до полной замены ЗУДП следующий: для ленты ПЛ-АН 101 - 1,5 - 2 месяца; ПЛ-АН 111 - 2 - 3 месяца; ПЛ-АН 179 - 4 - 5 месяцев.

Боковую поверхность конусов и чаш наплавляют порошковой лентой ПЛ-Нп- $120X22P3\Gamma2C$  (ПЛ-АН 171). Промышленные испытания показали, что стойкость деталей ЗУДП, наплавленных порошковой лентой ПЛ-АН 171, в 1,5-2 раза выше, чем наплавенных лентой ПЛ-АН 101.

В работах [3 – 6] приведены сравнительные исследования двух вариантов технологии наплавки конусов и чаш ЗУДП, дана оценка однородности износа, внесены необходимые коррективы в принятый на заводе технологический процесс, что повысило газоабразивную износостойкость сплава в 1,5 раза. Как показали металлографические исследования, наплавленный по откорректированной технологии металл имеет меньше графитных включений, а карбидная фаза более дисперсная. При сопоставлении данных металлографических исследований с топографией износа наплавленного слоя была замечена определенная взаимосвязь между размером, пространственной ориентацией кристаллитов, концентрацией износостойкой фазы (например, карбидов), содержанием свободного углерода и величиной износа. Особенно интенсифицирует износ графитизация сплава. Механизм графитизации никелькарбидохромового сплава, содержащего 5-6% C; 30-35% Cr; 30 – 35 % Ni; 0,2 % B; 2,0 % Si (ПЛ-АН 111), изучен недостаточно, однако замечено, что образование свободного углерода в виде прожилок графита происходит в большей мере при увеличении времени пребывания сварочной ванны в жидком состоянии, уменьшении скорости охлаждения при кристаллизации и степени растворения износостойких твердых частиц в жидком наплавленном металле.

Интенсивный газоабразивный износ уплотняющих заслонок и клапанов ЗУДП удается снизить за счет применения самозащитной порошковой проволоки с наплавленным металлом состава 5,5 % C; 0,7 % Si; 22 % Cr; 0,8 % Mn; 7,0 % Nb; 2,0 % W; 1,0 % V; остальное – Fe. По структуре наплавленный металл представляет собой заэвтектический высокохромистый чугун, относительная износостойкость оценивалась по следующему уравнению (см. сноску 1):

$$\varepsilon_{\text{oth}} = \frac{W_{\text{M.9}} \rho_{\text{o}}}{W_{\text{M.9}} \rho_{\text{o}}},\tag{10}$$

где  $W_{_{\text{м.9}}}$  и  $W_{_{\text{м.0}}}$  – потери массы эталона и образца;  $\rho_{_{9}}$  и  $\rho_{_{0}}$  – плотность эталона и образца.

Высокая стойкость против газоабразивного износа достигнута благодаря тому, что ниобий и молибден способствовали образованию мелких вторичных карбидов, которые выделялись рядом с первичными гексагональными карбидами типа  $\operatorname{Cr_7C_3}$  и  $\operatorname{Cr_{23}C_6}$  в аустенитной матрице, упрочненной элементами Cr, Mo, W и V. Таким образом, можно выделить следующие способы наплавки деталей ЗУДП [8]:

- кольцевая наплавка проволокой сплошного сечения или порошковой проволокой под слоем флюса;
  - порошковой лентой открытой дугой строчками;
- порошковой проволокой (плющенкой) открытой дугой строчками с дополнительными поперечными колебаниями электрода;
- печная наплавка композиционными сплавами на основе релита с мельхиоровой матрицей с использованием автовакуумного процесса;
- электрошлаковая наплавка плавящимися электродами с дозированной подачей твердых частиц в шлаковую ванну для образования композиционного сплава.

Из легированных сплавов наиболее перспективными представляются новые высокоизносостойкие материалы типа высокохромистых чугунов. Для расширения температурных интервалов, в которых сплавы проявляют свои износостойкие свойства, для повышения твердости при более высоких температурах требуется дополнительное легирование такими элементами, как Nb, Mo, V, способствующее образованию твердых растворов и карбидной эвтектики.

Таким образом, применение твердых материалов в виде композиционных сплавов, состоящих из спеченных твердых сплавов, микротвердость которых выше 20-25 ГПа, а также пластичной и износостойкой матрицы с микротвердостью  $H_{\mu}=6,5$  Гпа, позволит повысить срок службы ЗУДП до 24-36 месяцев.

Спеченные твердые сплавы обладают рядом весьма ценных свойств: высокой твердостью  $-86-92~\mathrm{HRA};$  высокой микротвердостью  $-H_{_{\mathrm{II}}}=18,5-24,5~\mathrm{\Gamma IIa};$  мо-

дуль упругости составляет 445 ГПа; высоким пределом прочности при сжатии – до  $\sigma_{\rm сж}=6,0$  ГПа, достаточной прочностью на изгиб ( $\sigma_{\rm изг}=1,2-2,5$  ГПа) и на растяжение ( $\sigma_{\rm в}=0,5\,\sigma_{\rm изг}$ ). И самое благоприятное свойство среди известных карбидов – высокая ударная вязкость (0,8-1,2 МДж/м²). Способность спеченных твердых сплавов сохранять указанные свойства при повышенных температурах является чрезвычайно важной характеристикой при высокотемпературном абразивном износе.

**Выводы.** Разработанными композиционными сплавами и способами ЭШН на ряде металлургических комбинатов были наплавлены различные быстроизнашивающиеся детали. Срок службы наплавленных деталей увеличился в 3-4 раза.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Энциклопедический словарь по металлургии. Т. 1. / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Интернет Инжиниринг, 2000. – 468 с.
- 2. Вегман Е.Ф. Краткий справочник доменщика. М.: Металлургия, 1981. 240 с.
- 3. Сторожик Д.А., Тылкин М.А., Гребенник В.М. Изготовление и эксплуатация ЗУДП. М.: Металлургия, 1973. 319 с
- **4.** Шимановский В.П., Ворончук А.П. В кн.: Оборудование и материалы для наплавки. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1990. С. 71. 73.
- Крагельский Б.К., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
- 6. Юзвенко Ю.А., Гавриш В.А., Ворончук А.П. Вкн.: Теоретическая и технологическая основы наплавки. Наплавка деталей оборудования металлургии. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1980. С. 86 88.
- Быстров В.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2001. № 10. С. 31 – 38.
- 8. Быстров В.А., Грекова Н.Ю., Трегубова О.Г. Инновации, качество и конкурентоспособность упрочнения металлургического оборудования / Под общ. ред. О.И. Кирикова. Кн. 12. Воронеж: изд. ВГПУ, 2007. 653 с.

© 2013 г. *В.А. Быстров* Поступила 21 мая 2013 г.

УДК 621.926.22

## А.Г. Никитин<sup>1</sup>, Ю.А. Епифанцев<sup>1</sup>, И.А. Баженов<sup>2</sup>, А.В. Витушкин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет
 <sup>2</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (г. Екатеринбург)

# РАСЧЕТ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ДРОБИЛКИ С ПОСТУПАТЕЛЬНЫМ ДВИЖЕНИЕМ ЩЕКИ\*

Аннотация. Представлена дробилка с поступательным движением щеки, имеющая большую производительность по сравнению с существующими конструкциями. Предложена формула расчета ее минимальной производительности, из анализа которой видно, что при заданной степени дробления (отношении размера дробимого куска к величине разгрузочной щели) производительность щековой дробилки увеличивается с увеличением хода сжатия и угла захвата.

Ключевые слова: дробилка с поступательным движением щеки, производительность, угол захвата.

# CALCULATION OF PERFORMANCE CRUSHER WITH TRANSLATION MOVEMENT OF JAW

Abstract. Presented is the grinder with translation movement of jaw, which demonstrates better performance in comparison to existing designs. Presented is formula of its minimum speed calculation, analysis of which shows that for given degree of fragmentation (the ratio of size of crushed piece to value discharge hole) jaw crusher performance increases with the increase of compression stroke and angle of capture.

Keywords: grinder with translation movement of jaw, performance, angle of capture.

Расход энергии на дробление различных материалов составляет большую (до 5 %) долю в энергетическом балансе мира [1]. Для измельчения кусков многие промышленные (металлургические, горные и др.) производства применяют дробилки, в том числе и щековые.

Одним из основных показателей работы дробилок является их производительность, т.е. отношение переработанного количества (массы или объема) материала к единице времени.

Большое влияние на производительность щековых дробилок любого типа имеет траектория движения подвижной щеки. В дробилках с простым движением щеки малый ход сжатия в верхней части камеры дробления приводит к ненадежному захвату и неравномерности процесса дробления по высоте рабочего пространства. Верхняя часть камеры дробления не обеспечивает достаточным количеством материала нижнюю часть с увеличенным ходом щеки, что приводит к значительному снижению общей производительности.

В дробилках со сложным движением щеки траектория движения точек последней в нижней части на отдельных этапах ее движения значительно препятствует разгрузке материала, что также снижает производительность.

Для устранения указанных недостатков в Сибирском государственном индустриальном университете разработана конструкция дробилки с поступательным движением щеки [2]. Ее сущность заключается в том, что подвижная щека верхним и нижним концами кре-

пится к приводным кривошипным валам, эксцентриситет которых одинаковый (рис. 1).

Известно, что четырехзвенный механизм, у которого все звенья в одном из крайних положений располагаются по одной прямой, является механизмом с неопределенным движением [3]. Следовательно, в крайних положениях противолежащие подвижные звенья могут двигаться либо в одном, либо в противоположных направлениях. Для придания однонаправленного вращения элементов конструкции и достижения одинаковой частоты их вращения приводы верхнего и нижнего ва-

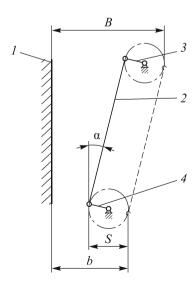


Рис. 1. Кинематическая схема дробилки с поступательным движением щеки:

1 и 2 – неподвижная и подвижная щеки; 3 и 4 – верхний и нижний приводные кривошипные валы

<sup>\*</sup> Работа выполнена в соответствии с государственным контрактом Министерства образования и науки № 7.4662.2011.

лов синхронизированы. Это достигается введением в кинематическую цепь приводного вала верхнего кривошипа и нижнего коромысла зубчатых зацеплений.

При сравнении траекторий движения подвижной щеки рассматриваемой дробилки и дробилки со сложным качанием щеки по четвертям вращения эксцентриковых валов наблюдается следующая картина. В первой фазе движения кривошипа из крайнего верхнего положения вниз на угол 90° в обеих дробилках подвижная щека движется вниз и навстречу неподвижной щеке, дробя исходный материал. Во второй фазе одинаково для рассматриваемых дробилок подвижная щека двигается вниз и в сторону, противоположную неподвижной щеке. При этом происходит форсированный выброс раздробленного материала из камеры дробления.

В дробилке со сложным качанием щеки в третьей фазе работы кривошипа при переходе из нижнего крайнего положения вверх на угол 90° подвижная щека совершает сложное движение. Верхняя ее часть перемещается вверх и в сторону, противоположную неподвижной щеке, а нижняя часть двигается вверх и навстречу неподвижной щеке, препятствуя выходу раздробленного материала. В дробилке с поступательным движением щеки в этой фазе движения кривошипа происходит перемещение щеки вверх и в сторону, противоположную неподвижной щеке, способствуя дальнейшей разгрузке материала. В заключительной фазе движения кривошипа подвижные щеки этих дробилок двигаются вверх и навстречу неподвижной щеке, начиная дробление вновь загружаемого материала.

Таким образом, в дробилке с поступательным движением щеки обеспечивается равномерность хода сжатия по всей высоте камеры дробления и осуществляется выход готового продукта на трех четвертях оборота кривошипа, что способствует повышению производительности.

На любой высоте рабочего объема такой дробилки уменьшение размера дробимого куска происходит пропорционально ходу сжатия за счет разрушения некоторой его части. Так как ход сжатия у дробилки с поступательным движением щеки постоянный по всей высоте камеры дробления, то и уменьшение размера дробимого куска при каждом рабочем ходе щеки одинаковое.

Если в дробилку поступает кусок размером B, а разгружается размером b, равным величине разгрузочной щели, то его разрушение достигается за число качаний щеки

$$k = \frac{B - b}{S}$$

где S – ход подвижной щеки (ход сжатия).

Известно, что при оптимальной частоте вращения эксцентрикового вала число качаний щеки [4] составляет

$$n = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{g t g \alpha}{2S}},$$

где  $\alpha$  – угол захвата; g – ускорение свободного падения. Тогда время одного полного качания щеки равно

$$t = \frac{1}{n} = 2\sqrt{\frac{2S}{gtg\alpha}}.$$

Следовательно, полное время, расходуемое на дробление одного куска, определяется по следующей формуле:

$$T = kt = 2\frac{B - b}{S} \sqrt{\frac{2S}{gtg\alpha}}.$$

Соответственно, производительность дробилки при разрушении единичного куска составит

$$Q_1 = \frac{V_1}{T} = \frac{V_1}{2(B-b)} \sqrt{\frac{g \operatorname{tg} \alpha S}{2}},$$

где  $V_1$  – объем единичного куска материала.

Экспериментальное исследование, проведенное на рассматриваемой установке (рис. 2), показало, что время дробления и, соответственно, полная разгрузка одного загружаемого шарообразного куска соответствует расчетному значению. При непрерывном питании такими кусками с длиной L загрузочного окна производительность дробилки оценивается следующим выражением

$$Q = \frac{4\pi}{3} \left(\frac{B}{2}\right)^3 \frac{L}{B2(B-b)} \sqrt{\frac{g \operatorname{tg} \alpha S}{2}} = \frac{0.185 B^2 L}{B-b} \sqrt{g \operatorname{Stg} \alpha}.$$

Вычисленные по этому соотношению значения производительности соответствуют фактическим замерам.

Следует отметить, что полученная формула применима для оценки минимальной производительности дробилки с поступательным движением щеки, так как в реальных условиях исходный материал практически мало соответствует шаровидной форме и при прохождении рабочей зоны наблюдается вращение куска во-



Рис. 2. Общий вид исследовательской установки

круг различных осей. Последнее может обеспечивать прохождение кусков через разгрузочную щель с размерами, большими ее величины, кроме одного. Следовательно, для промышленных дробилок такого типа потребуется введение дополнительных коэффициентов в полученную формулу производительности, учитывающих гранулометрический состав исходного материала.

Из анализа полученного выражения видно, что при заданной степени дробления (отношении размера дробимого куска к величине разгрузочной щели) производительность увеличивается с ростом хода сжатия и угла захвата.

Представленная дробилка с поступательным движением щеки по сравнению с существующими конструкциями имеет большую производительность процесса дробления, а предложенная формула позволяет оценить ее минимальную производительность.

**Выводы.** Представлена дробилка с поступательным движением щеки, имеющая большую производительность по сравнению с существующими конструкциями.

Предложена формула расчета ее минимальной производительности, из анализа которой видно, что при заданной степени дробления (отношение размера дробимого куска к величине разгрузочной щели) производительность щековой дробилки повышается с увеличением хода сжатия и угла захвата.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Клушанцев Б.В., Косарев А.И., Муйземнек Ю.А. Дробилки. Конструкция, расчет, особенности эксплуатации. М.: Машиностроение, 1990. 320 с.
- Патент 245370 РФ. Щековая дробилка / Никитин А.Г., Люленков В.И., Сахаров Д.Ф., Витушкин А.В. // Открытия. Изобретения. 2012. № 17.
- Теория механизмов / Под ред. В.А. Гавриленко. М.: Высшая школа, 1973. – 511 с.
- Зимин А.И., Говоров А.В., Канусик Ю.П. // Изв. вуз. Горный журнал. 1998. № 5 – 6. С. 80 – 84.

© 2013 г. А.Г. Никитин, Ю.А. Епифанцев, И.А. Баженов, А.В. Витушкин Поступила 23 января 2013 г.

# ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669:620.170.1:519.642

## Н.В. Важенцева, С.М. Зеркаль

Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В ЗАДАЧАХ ПРОМЫШЛЕННОЙ ТОМОГРАФИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ В УСЛОВИЯХ НЕПОЛНОТЫ ПРОЕКЦИОННЫХ ДАННЫХ

**Анномация**. Предложено использовать аналог теоремы Пэли-Винера, которая позволяет синтезировать неизвестные проекции по известным. Были собраны и проанализированы требования, на основе которых была спроектирована и реализована программа моделирования процесса снятия синограммы, вычисления коэффициентов однородного многочлена, анализа точности восстановления объекта по коэффициентам и на основе реальных данных.

Ключевые слова: компьютерная томография, неполные данные, аналог теоремы Пэли-Винера, моменты проекций.

# MATHEMATICAL MODELING IN INDUSTRIAL TOMOGRAPHIC DIAGNOSIS WITH INCOMPLETE PROJECTION DATA

Abstract. In this article it has been proposed to use the analog of the Pelly-Wiener theorem; the theorem allows to synthesize the unknown projections using known projections. Within the research the special requirements were collected and analyzed, on basis of which the program for modeling sinogram obtaining process, calculating the coefficients of a homogeneous polynomial, examining the fidelity of the object reconstruction was projected and realized using coefficients and actual data.

Keywords: computed tomography, incomplete data, analog theorem of Peli-Wiener, moment of the projections.

Вычислительная томография – новое направление в науке, возникшее во второй половине двадцатого столетия, испытывающее интенсивное развитие и в настоящее время. Метод вычислительной (компьютерной) томографии позволяет по характеристикам пропущенного через исследуемый объект зондирующего излучения (трансмиссионная томография) или его собственного излучения (эмиссионная томография) судить о внутреннем устройстве, физическом состоянии или химическом составе этого объекта. Основы этого метода заложены в работах Кормака (1963 г.), Хаунсфилда (1972 г.), которые были удостоены Нобелевской премии в 1979 г. Восстановление внутренней структуры объекта стало возможным после предложения И. Радоном в 1917 г. метода решения задачи интегральной геометрии, состоящего в реконструкции функций по их интегральным характеристикам, такие задачи принято называть обратными. Последним свойственно обращение причинно-следственных связей. В настоящей работе следствием является отклик исследуемой среды на зондирующее излучение, а причиной - свойства среды, оказавшие влияние на этот отклик. Решение обратных задач связано с преодолением серьезных математических трудностей, связанных с их так называемой некорректностью. Таким образом, построение удачных конструктивных математических моделей этих задач явилось важной составляющей современной математики.

В компьютерной томографии линейка детекторов измеряет интенсивность излучения, прошедшего через исследуемый объект (например, рентгеновские лучи). В соответствии с законом Бугера-Ламберта-Бера, интенсивность излучения I, измеряемая детектором в точке r вдоль прямой AA', выражается следующим соотношением:

$$I = I_0 e^{-\int_{AA'} \mu(x,y) dz},$$

где  $I_0$  — интенсивность источника излучения;  $\mu(x,y)$  — коэффициент поглощения объекта для рассматриваемого типа излучения, который тесно связан с плотностью объекта.

Преобразование, ставящее в соответствие функции двух переменных набор ее интегралов вдоль прямых, называется двумерным преобразованием Радона. Оно определяется следующим образом:

$$f(\varphi, t) \equiv (Rg)(\varphi, t) = \int_{-\infty}^{\infty} g\left(\sqrt{t^2 + p^2}, \varphi + \arctan\frac{p}{t}\right) dp, (1)$$

где  $t, p \in R^1$ ;  $\varphi \in [0, 2\pi]$ ; интегрирование ведется по прямой; R — оператор преобразования Радона;  $\varphi$  и t — па-

раметры функции, определяющие положение прямой сканирования (угол между осью ординат и расстояние от начала координат до прямой); p — параметр интегрирования.

Для двумерного преобразования Радона имеет место формула обращения, которая может быть записана в виле

$$g(\psi,r) = \frac{1}{2\pi^2} \int_0^{\pi} \left( \int_{-\infty}^{\infty} \frac{1}{r\cos(\varphi - \psi) - t} \frac{\partial}{\partial t} f(\varphi,t) dt \right) d\varphi.$$
 (2)

где  $\psi$ , r — параметры искомой функции в полярных координатах.

Из выражения (2) видно, что оценка искомой функции g по конечному набору проекционных данных будет тем лучше, чем точнее будут аппроксимированы интегралы. В частности, отсюда следует, что проекции должны быть равномерно распределены в интервале  $[0,\pi]$ , что при решении практических задач часто не соблюдается. В связи с этим возникают трудности, которые не позволяют в таких ситуациях использовать аппарат вычислительной томографии на полных данных.

На практике значения интегралов можно измерить только для конечного числа прямых. Расположение этих прямых, которое будем называть схемой сканирования, определяется конструкцией сканера. В основном используются две схемы сканирования (рис. 1). Параллельная схема представляет собой систему равноудаленных друг от друга параллельных прямых, заданных для нескольких направлений, разделенных равными угловыми интервалами. В этом случае требуется один источник и один детектор, которые движутся параллельно друг другу и поворачиваются в процессе сканирования. В веерной схеме сканирования источник описывает окружность вокруг тела, испуская веер рентгеновских лучей, которые регистрируются линейкой детекторов. Параллельное сканирование применяли в сканере А. Кормака образца 1963 г. и в первом коммерческом сканере, разработанном Дж. Хаунсфилдом (ЕМІ).

Результаты измерений в томографическом эксперименте представляются в виде проекционной матрицы. Проекцией называется вектор измерений, полученный при фиксированном угле сканирования. При этом традиционно проекции заполняют матрицу по столбцам, однако это не имеет принципиального значения.

Особый интерес представляют томографические задачи, возникающие в условиях, когда просвечивание всего объекта невозможно по тем или иным причинам, что приводит к неполноте исходных (проекционных) данных в томографическом эксперименте. Задачи с неполными проекционными данными являются сравнительно мало изученными в отличие от постановок, использующих полные данные. Вычислительная томография на полных данных к настоящему времени прочно вошла в человеческую практику, об этом говорит широкое использование медицинских и промышленных томографов.

Для преобразования Радона имеет место условие Кавальери (аналог теоремы Пэли-Винера). Обозначив через  $M_k(\phi)$  момент k-го порядка от параллельной проекции, получим

$$M_k(\varphi) = \int_{-\infty}^{\infty} f(\vec{n}(\varphi), t) t^k dt, \tag{3}$$

где  $\vec{n}(\phi)$  – вектор нормали к прямой, вдоль которой производится интегрирование в уравнении (1); f – преобразование Радона.

Согласно условию Кавальери, все значения  $M_k(\varphi)$  являются однородными многочленами степени k от компонент  $\vec{n}$  [1]:

$$M_k(\varphi) = \sum_{l=0}^k a_{lk} \cos^l(\varphi) \sin^{k-l}(\varphi), \quad k = 0, 1, \dots$$
 (4)

Причем коэффициенты  $a_{lk}$  не зависят от угла  $\phi$ .

Далее представлен алгоритм, реализующий пополнение проекционных данных на основании условия Кавальери. Пусть в угловом интервале  $[0, \phi_0]$  измерено

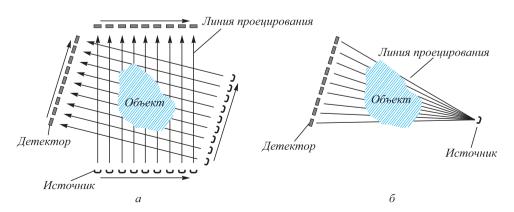
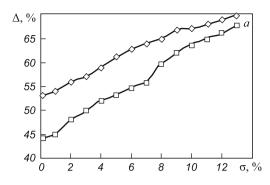


Рис. 1. Схемы сканирования:

a – круговая геометрия измерений с параллельными проекциями;  $\delta$  – веерная схема сканирования



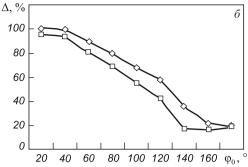


Рис. 2. Зависимости среднеквадратичной ошибки томографической реконструкции от уровня шумов в проекционных данных (a) и от угла, в котором измеряются проекционные данные  $(\delta)$ :

◊ и □ – неполные и пополненные данные

N проекций с равномерным шагом  $\Delta \phi$  по углу. Обозначим через  $N_1$  целую часть числа  $(\pi - \phi_0)/\Delta \phi$ . На первом шаге алгоритма для каждой известной проекции вычисляются моменты от 1-го до K-го порядка включительно. По условию Кавальери для определения неизвестных коэффициентов однородных полиномов  $a_{lk}$  имеется K систем линейных уравнений вида

$$\begin{cases} M_{k}(0) = \sum_{l=0}^{k} a_{lk} \cos^{l}(0) \sin^{k-l}(0); \\ M_{k}(\Delta \varphi) = \sum_{l=0}^{k} a_{lk} \cos^{l}(\Delta \varphi) \sin^{k-l}(\Delta \varphi); \\ M_{k}(2\Delta \varphi) = \sum_{l=0}^{k} a_{lk} \cos^{l}(2\Delta \varphi) \sin^{k-l}(2\Delta \varphi); \\ \vdots \\ M_{k}((N-1)\Delta \varphi) = \\ = \sum_{l=0}^{k} a_{lk} \cos^{l}((N-1)\Delta \varphi) \sin^{k-l}((N-1)\Delta \varphi). \end{cases}$$
(5)

Каждая функция из системы уравнений (5) содержит N выражений и k+1 неизвестных. Выбор метода решения системы (5) зависит от конкретных условий, в частности, от соотношения чисел N и k.

На следующем шаге по формуле (4) с использованием полученных коэффициентов  $a_{lk}$  вычисляются моменты с 1-го до K-го порядка для  $N_1$  неизвестных проекций:  $M_k(i\Delta\phi)$ ,  $i=N,\,N+1,\,...,\,N+N_1-1$ . Моменты нулевого порядка для всех проекций одинаковы.

Учитывая, что проекции имеют ограниченный носитель, аппроксимируем интеграл (3) конечной суммой:

$$M_k(\varphi) = h \sum_{i=1}^{J} f(\varphi, t_j) (t_j)^k, \qquad (6)$$

где h – шаг равномерной сетки, на которой заданы проекции.

Выражение (6) представляет собой систему из K+1 линейных уравнений для определения J значений неизвестной проекции в узлах сетки. В настоящей работе,

также как и в работе [2], имеет место  $K \ll J$ , в связи с этим систему уравнений (6) решали алгоритмом ART.

При восстановлении недостающих проекций в методе, основанном на условии Кавальери, использовали 15 первых моментов. Реконструкцию по пополненному набору данных проводили при помощи алгоритма Шеппа-Логана. Зашумленные проекции предварительно сглаживали регуляризующими сплайнами.

На рис. 2, a даны зависимости среднеквадратичной ошибки  $\Delta$  от корня из дисперсии случайного шума  $\sigma$ . Величина  $\sigma$  приведена в процентах от максимального значения проекции. Количество проекций составляет 128. На рис. 2,  $\delta$  представлено изменение величины  $\Delta$  от угла  $\phi_0$ . На рис. 3 приведена зависимость числа обусловленности системы уравнений (5) от порядка момента K, кривые соответствуют различным значениям величины угла, в котором проекционные данные известны. На рис. 4 представлены зависимости ошибки  $\Delta$  от величины угла для различного числа проекций. Шум в проекционных данных отсутствует.

**Выводы.** Полученные в настоящей работе результаты представляют собой численную модель, развивающую томографический подход, без ограничения общности

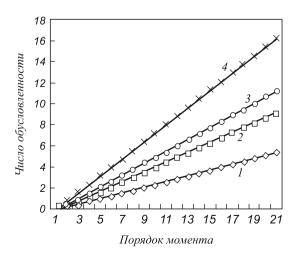


Рис. 3. Кривые соответствующие разным величинам угла сканирования: 1-4- уголы  $180^{\circ}$ ,  $100^{\circ}$ ,  $80^{\circ}$ ,  $40^{\circ}$ 

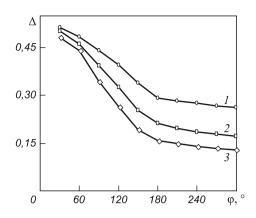


Рис. 4. Зависимости ошибки  $\Delta$  от величины угла  $\phi$  для различного числа проекций:  $I-3-50,\,75,\,10\,$  проекций

как для трансмиссионной томографии (зондирующее проникающее излучение генерируется внешним по отношению к объекту исследования источником), так и для эмиссионной томографии (зондирующее излучение

генерируется самим объектом исследования). Областями применения разработанной технологии являются, прежде всего, промышленная дефектоскопия и медицина. Особый интерес представляют задачи эмиссионной томографии, в том числе мониторинг, диагностика состояния и температурного распределения объектов металлургии. Кроме того, при томографических исследованиях объектов горного дела, как правило, не удается получить полную томографическую информацию и эти результаты могут быть использованы и при решении геотомографических задач.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Гельфанд И.М., Граев М.И., Виленкин Н.Я. Избранные задачи интегральной геометрии. М.: Добросвет, 2000. 656 с.
- Важенцева Н.В., Лихачёв А.В. // Автометрия. 2012.
   Т. 48. № 6. С. 35 45.

© 2013 г. *Н.В. Важенцева, С.М. Зеркаль* Поступила 23 апреля 2013 г.

УДК 621.778.8:004.9

#### В.А. Харитонов, Э.Р. Ямтеева

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

## РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ПРЕФОРМАЦИИ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ В ПРОГРАММНОМ КОМПЛЕКСЕ DEFORM 3D

**Аннотация**. Предложена методика расчета параметров преформации с применением программного комплекса DEFORM 3D, позволяющая учитывать форму проволоки и ее механические свойства.

**Ключевые слова**: канат, преформация, модель, программный комплекс, деформация накопленная и сдвиговая, напряженно-деформированное состояние, настройка преформатора.

# THE CALCULATION OF THE PREFORMATION PARAMETERS ON THE BASIS OF MODELING IN THE SOFTWARE COMPLEX DEFORM 3D

Abstract. The calculation methodology of preformation parameters with the use of the software complex DEFORM 3D is presented. It makes it possible to take into account both the wire form and its mechanical properties.

Keywords: rope, preformation, model, software complex, accumulated deformation and shearing strain, stress-strain state, the tuning of preformation.

В процессе свивки каната его элементы испытывают упругопластические деформации изгиба, растяжения и кручения, за счет которых в проволоках возникают нормальные и касательные напряжения. Напряжения, остающиеся в канате после свивки, снижают прочностные свойства, выносливость, износостойкость проволок, тем самым уменьшают работоспособность каната. Для нейтрализации или перераспределения остаточных напряжений в проволоках каната применяются различные методы механической обработки. Одним из них является преформация, сущность которой заключается в придании проволокам той формы, которую они приобретают при свивке [1, 2]. Применяемые в настоящее время методики определения параметров преформации носят эмпирический характер и не учитывают форму и свойства проволоки, а также реальное деформированное состояние проволок в момент преформации.

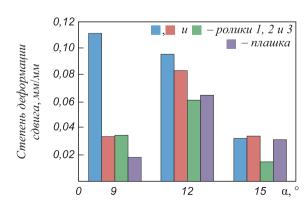
В настоящее время известно применение метода конечных элементов (МКЭ) при исследовании напряженно-деформированного состояния каната при его эксплуатации [3, 4]. Однако, работ, посвященных расчету параметров преформации с применением МКЭ, не обнаружено.

В настоящей работе предложена методика расчета параметров преформации с применением программного комплекса DEFORM 3D. Методика включает в себя модель реального процесса преформации проволоки при свивке каната с учетом механических свойств и формы, анализ результатов моделирования и выдачу рекомендаций по настройке преформатора. Модель позволяет оценить влияние варьируемых параметров (угла отклонения центральной оси среднего ролика от-

носительно крайних роликов (угола α преформации), диаметра роликов, расстояния между крайними роликами) преформации на степень накопленной и сдвиговой деформаций, характер распределения деформаций по длине и сечению проволоки, степень и характер распределения напряжений, силовые параметры.

В качестве примера в программном комплексе DEFORM 3D смоделирован процесс преформации проволок при свивке каната диам. 6,2 мм конструкции 1 + 6 (диаметр центральной проволоки равен 2,1 мм; диаметр проволок повива — 2,05 мм) по ГОСТ 13840, угол свивки составляет 19°, шаг свивки — 54 мм. Варьируемыми параметрами являются диаметр роликов преформатора и угол отклонения оси центрального ролика относительно средних (угол преформации).

На рисунке приведен характер распределения сдвиговых деформаций в крайних волокнах проволоки во



Распределение сдвиговых деформаций в крайних волокнах проволоки от первого ролика до плашки в зависимости от угла α преформации

время преформации в зависимости от изменения угла преформации.

Анализ показывает, что при постоянном диаметре роликов и угле преформации, равном 9°, проволока деформируется максимально на первом ролике и минимально в плашке, при этом наблюдается высокая неравномерность деформаций. При значении угла преформации 12° доля сдвиговых деформаций также убывает от первого ролика к плашке, но распределение деформаций более равномерно, при угле преформации 15° – возрастает доля сдвиговых деформаций в плашке.

**Выводы.** Предложена методика расчета параметров преформации с применением программного комплекса DEFORM 3D, позволяющая оценивать напряженнодеформированное состояние проволок в зависимости

от изменения угла преформации, диаметра роликов, а также расстояния между крайними роликами преформатора с учетом свойств, формы и размеров проволоки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Букштейн М.А. Производство и использование стальных канатов. М.: Металлургия, 1973. 360 с.
- Мольнар В.Г., Владимиров Ю.В. Технологические основы производства стальных канатов. М.: Металлургия, 1975. 200 с.
- **3.** Чаюн И.М., Чаюн М.И. // Стальные канаты. 2002. № 2. С. 24 34.
- 4. Vilceanu Lucia, Babeu Tiberiu Dimitrie, Ghita Eugen. // Steel ropes. 2003. № 3. P. 95 99.

© 2013 г. *В.А. Харитонов, Э.Р. Ямтеева* Поступила 18 апреля 2013 г.

УДК 669.046

#### Е.И. Пилюгин, В.Б. Семакова

Приазовский государственный технический университет

# ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ В АГЛОМЕРАЦИОННОЙ ШИХТЕ ДОБАВОК КАЛИБРОВАННОГО ВОЗВРАТА

**Аннотация**. Проведен сравнительный анализ лабораторных спеканий агломерационной шихты с добавкой обычного и калиброванного возвратов. Установлено, что замена обычного возврата калиброванным способствовала росту производительности агломерационного процесса без снижения качества агломерата.

Ключевые слова: калиброванный возврат, агломерационная шихта, агломерат, выход годного, удельная производительность, спекание.

# POSSIBLE APPLICATION OF ADDITIONS OF RECYCLED SELECTED SINTER FINES TO SINTER CHARGE

Abstract. Comparative analysis of laboratory sintering of sinter charge with the addition of recycled ordinary and selected sinter fines was carried out. It was found that the replacement of ordinary recycled sinter fines with the selected sinter fines contributed to increase of sintering productivity without decreasing the sinter quality.

Keywords: recycled selected sinter fines, sinter charge, sinter, final yield, specific productivity, sintering.

Для агломерационных шихт с относительно невысоким (около 15 %) содержанием комкующих фракций возрастает роль возврата (мелкого некондиционного агломерата), направляемого на повторное спекание, частицы которого являются центрами грануляции. На процесс окомкования агломерационной шихты, обеспечивающий повышение ее газопроницаемости, влияет как количество возврата, так и его крупность [1]. Лучше комкуют тонкодисперсный железорудный концентрат частицы возврата фракции 3 – 6 мм [2].

Лабораторные спекания агломерационной шихты I (17,5 % агломерационной руды, 60 % железорудного концентрата, 17,5 % известняка, 5 % коксика) с долей 20, 30, 40 % калиброванного (фракции 3 – 5 мм) возврата и соответствующей оптимальной

влажностью 8, 7, 6 % при постоянном вакууме 10 кПа показали непрерывный рост относительной производительности по агломерационному спеку до 142 %. Повышение относительной производительности при замкнутом цикле возврата не было столь значительным (до 105 %), кроме того наблюдалось снижение механической прочности X агломерата на удар с 72,7 до 61,0 %, что связано с резким увеличением газопроницаемости агломерируемого слоя и уменьшением расхода топлива во всю шихту при повышении доли возврата и постоянстве состава сырой шихты. На практике применение калиброванного возврата в значительных количествах трудно осуществимо, что обусловлено, прежде всего, недостаточной массой выделяемого мелкого агломерата.

Th.	_		
Результаты	лабора	аторных	спекании

	Значение показателя при содержании, %, возврата для шихты с возвратом			
Показатель	обычным		калиброванным	
	20	40	20	
Удельная производительность, т/(м²-ч):  — по аглоспеку  — по выходу годного (фракция более 5 мм)	0,955 0,790	1,120 0,955	1,167 0,954	
<ul><li>по выходу годного (фракция облес 3 мм)</li><li>при замкнутом цикле возврата</li></ul>	0,718	0,579	0,877	
Механическая прочность на удар, %	68,71	72,30	70,86	
Выход, %: $-k_{+5}$ $-k_{\text{exp}}$	82,74 56,85	85,22 61,58	81,73 57,87	

Лабораторные спекания агломерационной шихты 2 (17,5 % агломерационной руды, 55,5 % железорудного концентрата, 5,0 % аглодоменного шлама, 12,3 % известняка, 4,6 % известковой пыли, 5,0 % коксика; начальный вакуум 10 кПа) с заменой 20 % обычного возврата фракции менее 5 мм (с равным содержанием фракций менее 3 и 3-5 мм) калиброванным, а также снижением оптимальной влажности с 9,5 до 8,5 % показали целесообразность применения последнего. Результаты лабораторных спеканий представлены в таблице.

Относительная производительность по агломерационному спеку при замкнутом цикле возврата возросла до 122 % и сопровождалась повышением механической прочности X агломерата на удар с 68,71 до 70,86 %, однако выход  $k_{+5}$  годного агломерата фракции более 5 мм уменьшился с 0,8274 до 0,8173 доли единицы. При этом выход стандартно стабилизированного агломерата из агломерационного спека  $k_{\rm exp}=k_{+5}X$  [3], являющийся комплексным показателем прочности, возрос с 56,85 до 57,87 %.

Повышение доли обычного возврата фракции менее 5 мм для шихты 2 с 20 до 40 % при снижении оптимальной влажности до 8 % без корректировки расхода топлива способствовало более значительному увеличению показателей прочности агломерата: X на 3,59 %;

 $k_{\rm exp}$  на 4,73 %. Содержание фракции 3 – 5 мм в возврате составляло 50 %, следовательно доля калиброванного возврата в шихте была такой же (20 %), как и в предыдущем опыте, что обусловило для двух спеканий практически равный рост до 121 % производительности по выходу годного агломерата фракции более 5 мм. Однако необходимость отсева из агломерационного спека большего количества мелкого агломерата для повышения доли возврата в шихте с 20 до 40 % способствовала сокращению до 81 % относительной производительности при замкнутом цикле возврата.

Применение калиброванного возврата в шихте требует решения проблемы утилизации мелкой фракции агломерата менее 3 мм.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Вегман Е.Ф. Теория и технология агломерации. М.: Металлургия, 1974. 288 с.
- Коротич В.И., Фролов Ю.А., Бездежский Г.Н. Агломерация рудных материалов. Научное издание. – Екатеринбург: изд. УГТУ–УПИ, 2003. – 400 с.
- Семакова В.Б., Русских В.П., Пилюгин Е.И. и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2010. № 6 (264). С. 12 – 15.

© 2013 г. *Е.И. Пилюгин, В.Б. Семакова* Поступила 28 декабря 2012 г.

# Тематическая подборка статей «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕЛЕНИЕ»

(продолжение, начало в журналах №№ 4, 6, 8 – 2013 г.)

УДК 621.77.016.3:539.374.2

В.Э. Меденцов<sup>1</sup>, В.В. Столяров<sup>1, 2</sup>

<sup>1</sup> Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН <sup>2</sup> Московский государственный индустриальный университет

# УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВА ВТ6 МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ

**Аннотация**. Показана возможность применения электропластической прокатки для получения листового проката с ультрамелкозернистой структурой и повышенными служебными и технологическими свойствами из высокопрочного титанового сплава ВТ6. Исследуется роль влияния степени истинной деформации на структуру и механические свойства сплава.

*Ключевые слова*: электропластическая прокатка, пластическая деформация, микроструктура, прочность, деформируемость.

#### HARDENING OF ALLOY VT6 BY ELECTROPLASTIC ROLLING

Abstract. The possibility of the application of electroplastic rolling in order to receive flat-rolled with the ultrafine structure and enhanced service and technological properties out of high strength alloy VT6 is shown. The influence of degree of true strain on the structure and mechanical properties of the alloy is investigated.

Keywords: electroplastic rolling, plastic deformation, microstructure, strength, deformability.

В последние два десятилетия большое внимание исследователей направлено на получение объемных наноматериалов методами интенсивной пластической деформации [1], такими как равноканальное угловое прессование (РКУП) [2, 3], кручение под давлением [4], всесторонняя изотермическая ковка [5] и др., среди которых практический интерес вызывает метод электропластической прокатки (ЭПП) [6]. Преимуществом метода ЭПП является интенсификация процесса прокатки с помощью введения импульсного тока в зону деформации, а также возможность формировать ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру и получать длинномерные полуфабрикаты с высокими прочностными свойствами [7]. В работе [8] рассматривается ЭПП с технологической точки зрения, при этом авторы не рассматривают процессы, происходящие в структуре прокатываемых сплавов.

Целью настоящей работы является изучение деформируемости, возможности получения УМЗ структуры и высоких механических свойств в полосах сплава ВТ6 методом ЭПП.

Выбор двухфазного ( $\alpha + \beta$ )-сплава ВТ6 в качестве объекта исследования обусловлен его широким промышленным применением и одновременно низкой деформируемостью в процессах теплой и особенно холодной прокатки. Вместе с тем ЭПП труднодеформируемого сплава ВТ6 представляет также и особый научный интерес, поскольку в литературе отсутствуют

данные по ЭПП многофазных сплавов. Изучение процесса формирования конечной структуры и механических свойств полуфабрикатов из сплава ВТ6 является особенно важной задачей для его дальнейшего применения в промышленности.

Для исследования использован промышленный сплав ВТ6 (основа титан; 6,5 % Al; 5,1 % V; 0,3 % Zr; 0,3 % Fe; 0,2 % O; 0,1 % C; 0,05 % N; 0,015 % H (по массе)). Образцы перед деформацией представляли собой полосы размерами  $2,1\times5\times102$  мм. Для получения исходной глобулярной структуры образцы были подвергнуты рекристаллизационному отжигу в лабораторной печи при 850 °C в течение 1 ч. Микроструктура, полученная после отжига, представляет собой преимущественно зерна рекристаллизованной  $\alpha$ -фазы глобулярной формы средним размером 12 мкм, а также смесь  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз.

Электропластическую прокатку полос выполняли в электромеханических вальцах, оборудованных генератором импульсного тока, при комнатной температуре (схема процесса приведена на рис. 1). Принцип действия: однонаправленный импульсный ток от отрицательного полюса генератора 4 подводится к транспортировочному столу 3 и через образец 2 передается на валки 1. От положительного полюса на валках ток передается обратно к генератору.

Скорость прокатки поддерживали постоянной 50 мм/с; регулируемое разовое обжатие по толщине составляло 25 мкм. Электропластическую прокатку

Рис. 1. Принципиальная схема ЭПП:

I – валки; 2 – образец; 3 – транспортировочный стол; 4 – генератор импульсного тока (стрелками показаны направления вращения валков, направление прокатки (большая стрелка) и направление тока)

полос осуществляли при следующих параметрах: плотность тока 150 А/мм<sup>2</sup>, длительность импульса 100 мкс, частота импульсов 1000 Гц. Параметры подобраны эмпирически и приняты как оптимальные, так как именно при этих условиях повышается деформируемость сплава. После каждого шага прокатки образцы охлаждали в воде, чтобы предотвратить возможный деформационный и Джоулев разогрев образца.

В процессе прокатки с воздействием и без воздействия тока деформируемость оценивали по истинной деформации (e) до разрушения:

$$e = \ln \frac{S_0}{S_{\kappa}},$$

где  $S_0$  и  $S_{\rm k}$  — начальная и конечная площадь поперечного сечения образца.

Исследования микроструктуры проводили в продольном сечении центральной части ленты на глубине, равной половине толщины ленты, методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии.

**Деформируемость.** На образцах, прокатанных без воздействия тока (табл. 1), первые микротрещины наблюдаются уже при e = 0.14; затем трещины распространяются, растут и при e = 0.55 образец разрушается. При прокатке под воздействием тока тормозится процесс образования и роста микротрещин, которые появляются только при e = 1,4. С увеличением деформации (e = 1,76) микротрещины начинают расти, однако разрушения образца не наблюдается даже при максимально возможной деформации в этом опыте (e = 1.95). Отметим, что при ЭПП визуально наблюдали залечивание части трещин под воздействием электрического тока, что согласуется с результатами для аустенитных сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т [9]. По-видимому, повышенная деформируемость при ЭПП может быть связана как с прямым действием свободных электронов на образующиеся при пластической деформации скопления дислокаций [6], так и с локальным тепловым эффектом тока под воздействием электрических импульсов. Од-

Таблица 1

Дефо	рмируемо	сть об	разцов
7	J		2402

Толщина,	e	Примечание	
MINI			
	Прокатка	с током	
2,10	0	_	
1,05	0,69	_	
0,50	1,44	Появление микротрещин	
0,35	1,79	Рост трещин	
0,30	1,95	Без разрушения	
Прокатка без тока			
2,08	0	_	
1,80	0,14	Появление микротрещин	
1,50	0,33	_	
1,20	0,55	Макроразрушение	
	2,10 1,05 0,50 0,35 0,30 2,08 1,80 1,50	мм         е           Прокатка         2,10         0           1,05         0,69         0,50         1,44           0,35         1,79         0,30         1,95           Прокатка         2,08         0         1,80         0,14           1,50         0,33         0,33         0         0,33	

нако известно, что разогрев образца, например, из сплава  $Ni_{50.7}Ti_{49.3}$  при этом не превышает 150 °C [10].

Одной из важных особенностей ЭПП является релаксация напряжений в процессе прокатки, что позволяет достичь гораздо большей степени деформации в отличие от прокатки без воздействия тока. Таким образом, применение ЭПП позволяет в четыре раза повысить истинную деформацию до разрушения. Это подтверждает исследование эволюции микротвердости в процессе ЭПП. Установлено, что для некоторых интервалов деформации может происходить не только традиционное деформационное упрочнение при *e*, равном 0,7, 1,0 и 1,8, но и разупрочнение при *e*, равном 0,9, 1,4 и 2,0 (рис. 2, кривая *I*).

Микротвердость образца, прокатанного без воздействия тока (рис. 2, кривая 2), вследствие деформационного упрочнения в интервале  $e=0\div0.33$  также, как и при ЭПП, возрастает.

Микроструктура. Поскольку при исследовании эволюции микротвердости при деформации были обнаружены стадии упрочнения и разупрочнения, то были выполнены структурные исследования в двух

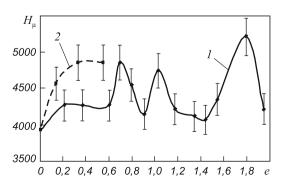


Рис. 2. Зависимость микротвердости сплава BT6 от истинной деформации при ЭПП (I) и в случае прокатки без воздействия тока (2)

характерных точках по деформации (e = 0.7 и e = 2.0), в которых наблюдали упрочнение и разупрочнение в результате ЭПП.

Установлено, что после ЭПП при e=0,7 структура сплава измельчена по сравнению с исходной (рис. 3). Структурные элементы (зерна, межфазные границы) вытянуты вдоль направления прокатки (показано светлой стрелкой на рис. 3,  $\delta$ ), а строение межфазных участков (ввиду их повышенной травимости и сильного измельчения) плохо различимо. Микроструктура представлена  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами. Зерна  $\alpha$ -фазы имеют слегка вытянутую в направлении прокатки форму с поперечным размером  $5\pm1$  мкм. Темные участки на микрофотографии (рис. 3) размером  $2\pm1$  мкм, по-видимому, являются пластинчатой  $\alpha$ -фазой, окруженной  $\beta$ -фазой.

Результаты ПЭМ подтверждают формирование субмикрокристаллической структуры в результате ЭПП. За счет неоднородности накопленной деформации и локального действия импульсного тока субмикрокристаллическая структура при e = 0.7 (рис.  $4, a, \delta$ ) является сильно фрагментированной, размеры фрагментов α- и β-фаз составляют 250 – 500 нм. В ряде участков наблюдаются повышенная плотность дислокаций, «размытие» субграниц и субструктура. Эти особенности микроструктуры связаны преимущественно с деформационным наклепом без существенного влияния теплового эффекта (  $T_{\rm деф} \leq T_{\rm pekp},$  где  $T_{\rm деф}$  и  $T_{
m pekp}$  – температура деформации и рекристаллизации), который мог бы привести к динамической рекристаллизации, как и в работе [11]. Структура при e = 2,0 (в отличие от структуры при e = 0.7) является частично рекристаллизованной, видны единичные зерна, свободные от дислокаций (рис. 4, в). Такая структура может быть следствием теплой деформации, когда температура деформации близка к температуре рекристаллизации. Известно, что при теплой деформации титана формирование субмикрокристаллической структуры определяется совместным протеканием процессов динамической рекристаллизации и фрагментации [12].

Тип электронограмм и их кольцевой вид с неравномерно расположенными по окружности рефлексами

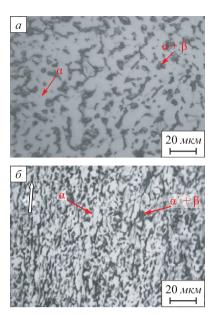


Рис. 3. Микроструктура сплава ВТ6 в исходном (после отжига) состоянии (a) и после ЭПП при e = 0,7 ( $\delta$ )

свидетельствуют о формировании преимущественно большеугловых границ и двухфазном характере структуры (рис. 4).

По приведенным микрофотографиям можно сделать вывод, что для получения более однородной структуры необходима большая (e >> 2) степень деформации [5].

**Механические** свойства. Измельчение микроструктуры в процессе ЭПП приводит к повышению микротвердости до 4850 МПа, увеличению пределов прочности и текучести до 1420 и 1340 МПа, что больше на 24, 74 и 74 % по сравнению с показателями образца в исходном состоянии соответственно (рис. 2, табл. 2).

Относительное удлинение образцов при этом незначительно уменьшается за счет склонности сплава к локализации деформации, когда зарождение и движение дислокаций затруднены в условиях ультрамелкого зерна [13], а также за счет уменьшения количества β-фазы, в которой пластическое течение локализуется в большей мере, чему способствует ее ОЦК решетка. В работе [15] показано, что в сплаве ВТ6 после РКУП

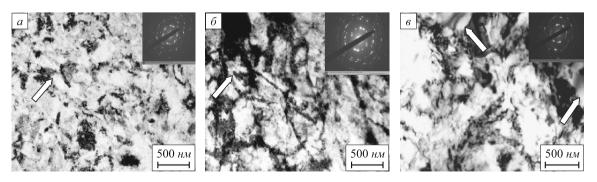


Рис. 4. Микроструктура и электронограмма сплава ВТ6, подвергнутого ЭПП при e = 0,7  $(a, \delta)$  и e = 2,0 (s). Стрелками указаны фрагментированные  $(a, \delta)$  и рекристаллизованные (s) области

Таблица 2

# Механические свойства при растяжении сплава BT6 после различных обработок

	1			
Обработка	d, MKM	$\sigma_{_{\rm B}}$ , M $\Pi$ a	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠα	δ,
Отжиг, 850 °С в течение 1 ч (исходное состояние)	12,0	819	772	8
ЭПП, $e = 0.7$	0,5	1422	1338	6
Традиционная (ОСТ 1 90173 – 75)	30,0	900	700	10
РКУП + экструзия [15]	0,2-0,5	1510	1480	7

 $\Pi$  р и м е ч а н и е. d – размер зерен;  $\sigma_{\rm B}$  – предел прочности;  $\sigma_{\rm C}$  – предел текучести;  $\delta$  – удлинение.

при достижении предела текучести быстро начинается стадия локализации деформации в шейке и разрушение. Пластические характеристики сплава после ЭПП в этом случае позволяют этого избежать.

Значения механических свойств сплава ВТ6 после ЭПП (табл. 2) незначительно уступают значениям свойств сплава после применения РКУП [15, 16, 17], при этом технологическим преимуществом ЭПП является использование традиционного оборудования без специального нагрева заготовок.

**Выводы.** При электропластической прокатке в исследованных режимах воздествия импульсного тока и деформации формируется субмикрокристаллическая структура с размером зерен (фрагментов) менее 500 нм и повышаются микротвердость, пределы прочности и текучести до 4850, 1420 и 1340 МПа соответственно. В процессе ЭПП с увеличением деформации сплав подвергается как упрочнению, так и разупрочнению, которые вызываются фрагментацией структуры или динамической рекристаллизацией соответственно. При электропластической прокатке как минимум в четыре раза повышается истинная деформация до разрушения высокопрочного ( $\alpha + \beta$ )-сплава ВТ6 по сравнению с прокаткой без использования тока.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
- Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. // Известия АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115.
- Рааб Г.И., Валиев Р.З. // Цветная металлургия. 2000. № 5. С. 50 – 53.
- Жорин В.А., Шашкин Д.П., Еникопян Н.С. // Доклады АН СССР. 1984. Т. 278. С. 144.
- 5. Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeyev R.M. et al. // Scripta Materialia. 2004. № 51. P. 1147 1151.
- Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. М.: Наука, 1985. 160 с.
- Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицына И.Б. и др. // Физика и техника высоких давлений. 2006. Т. 4. № 16. С. 48 – 51.
- Сигалов Ю.М., Троицкий О.А., Сташенко В.И. и др. // Производство проката. 2010. № 2. С. 39 – 42.
- Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. – В кн.: Физические основы и технологии обработки современных материалов. Теория, технология, структура и свойства. В 2-х т. Т. 1. – М. – Ижевск: Ин-т компьютерных исследований, 2004. С. 268 – 275.
- 10. Угурчиев У.Х., Пантелеев И.А., Плехов О.А. и др. В кн.: Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов. Москва, 27 29 октября 2009 г. Тезисы семинара. М.: изд. МИСиС, 2009. С. 143.
- **11.** Цвиккер У. Титан и его сплавы / Пер. с нем. М.: Металлургия, 1979. 512 с.
- Tricot R. Thermomechanical processing of titanium alloys.
   France: Memoires at etudes scientifiques revue de metallurgie, 1989 P 31
- Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – М.: Наука, 2002. – 438 с.
- Столяров В.В. // Машиностроение и инженерное образование. 2010. № 2. С. 30 36.
- Semenova I.P., Saitova L.R., Raab G.I., Valiev R.Z. // Materials Science and Engineering. 2004. A 387 – 389. P. 805 – 808.
- Саитова Л.Р., Семенова И.П., Рааб Г.И., Валиев Р.З. // Деформация и разрушение материалов. 2005. № 3. С. 27 – 30.
- 17. Семенова И.П., Саитова Л.Р., Исламгалиев Р.К. и др. // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 100. № 1. С. 1 8.

© 2013 г. В.Э. Меденцов, В.В. Столяров Поступила 17 декабря 2012 г.

УДК 621.7.011

# **Н.С.** Сурикова<sup>1, 2</sup>, Е.А. Корзникова<sup>3</sup>

1 Томский государственный архитектурно-строительный университет

# МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРНОЙ ФРАГМЕНТАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ TINI(Fe, Mo) ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Аннотация. Проведено электронно-микроскопическое исследование структурных превращений в монокристаллах сплавов TiNi(Fe, Mo) при интенсивной пластической деформации холодной прокаткой и всестороннем прессовании в зависимости от степени деформации. Проанализированы микромеханизмы пластической деформации и фрагментации при формировании нанокристаллических и квазиаморфных состояний

*Ключевые слова*: сплавы с памятью формы, монокристаллы, мартенситные превращения, механическое двойникование, структурная фрагментация, интенсивная пластическая деформация.

## MECHANISMS OF STRUCTURAL FRAGMENTATION IN SINGLE TiNi(Fe, Mo) CRYSTALS UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Abstract. Transmission electron microscopy study of the structural transformations in single crystals of TiNi(Fe, Mo) alloys under severe plastic deformation by cold rolling and all-round pressure has been carried out depending on degree of deformation. Micromechanisms of plastic deformation and fragmentation during formation of nanocrystalline and quasi-amorphous states have been analyzed.

Keywords: shape memory alloys, single crystals, martensitic transformations, mechanical twin-ning, structure fragmentation, severe plastic deformation.

Металлические материалы в ультрамелкозернистом (УМЗ) и нанокристаллическом (НК) состояниях обладают уникальным комплексом механических свойств [1], изучение которого представляет как научный, так и практический интерес. Наиболее эффективным способом получения объемных НК материалов является интенсивная пластическая деформация (ИПД), осуществляемая холодной прокаткой, ковкой, равноканальным угловым прессованием (РКУП) и различными комбинациями этих методов в сочетании с промежуточными термическими обработками. Несмотря на большое количество работ [1-3], опубликованных в последние годы и посвященных изучению эволюции структуры и последовательности фазовых превращений в сплавах никелида титана при ИПД, микромеханизмы деформационной фрагментации и аморфизации, без изучения которых невозможно эффективно моделировать и конструировать нанокристаллические ансамбли, еще до конца не изучены.

Исследование механизмов пластической деформации и их ориентационной зависимости в монокристаллах TiNi показало [4, 5], что двойникование в упорядоченной B2 фазе является одним из основных механизмов деформации. Появление двойникования в упорядоченной матрице обусловлено структурно-фазовой нестабильностью кристаллической B2 решетки никелида титана в полях высоких локальных напряжений. Формирование двойников и малоугловых полос локализованной деформации (ПЛД) в работах [6 – 10] было

объяснено действием механизма локальных «прямых плюс обратных» (превращения идут последовательно одно за другим или одновременно)  $B2 \to B19' \to B2$  мартенситных превращений, происходящих в сплавах TiNi под нагрузкой.

Настоящая работа является продолжением электронно-микроскопических исследований [9, 10] по выяснениию роли локализации деформации и механического В2 двойникования в процессах формирования НК и квазиаморфного состояний в сплавах никелида титана при ИПД.

Экспериментальные исследования проводили на монокристаллах двух сплавов TiNi(Fe, Mo), выращенных по методу Бриджмена из заготовок, выплавленных с использованием губчатого титана и никеля марки Н1. Кристаллы гомогенизировали при температуре T = 1273 K в течение 20 ч с последующей закалкой вледяной воде. После закалки все монокристаллы имели структуру В2 фазы с кристаллической решеткой типа CsCl и содержали небольшое (5 – 7 %) количество крупных частиц на основе карбидов и оксидов титана. Температуры начала и конца (индексы «н» и «к») прямого и обратного мартенситных превращений сплава I, определенные по кривым температурной зависимости электросопротивления, составляли  $M_{\rm u} = 237 {\rm K}$ ,  $M_{\rm K}=216~{\rm K},~~A_{\rm H}=228~{\rm K},~~A_{\rm K}=273~{\rm K},~~{\rm a}~~{\rm cплава}~II~-M_{\rm H}=266~{\rm K},~M_{\rm K}=249~{\rm K},~A_{\rm H}=271~{\rm K},~A_{\rm K}=299~{\rm K}.$  Ориентацию кристаллов определяли рентгенографическим способом на установке ДРОН-3.

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск) <sup>3</sup> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН (г. Уфа)

В качестве ИПД использовали холодную прокатку и всестороннее abc-прессование. Прокатку образцов монокристалла сплава I в форме пластин шириной 10 мм осуществляли при комнатной температуре со степенью относительного обжатия ( $\epsilon$ ) за один проход 2-3 %. Максимальная величина накопленной деформации при прокатке составила примерно 80 %. Кристаллографические индексы плоскости и направления прокатки имели значения ( $1\overline{3}5$ ) и [053] соответственно.

Многократное одноосное прессование со сменой оси деформации проводили на кристалле сплава II также при комнатной температуре в интервале скоростей  $10^{-3}-10^{-2}\,\mathrm{c}^{-1}$ . В эксперименте были использованы пресс-формы, позволяющие сохранять первоначальную форму кристалла для последующих циклов прессования. Каждый цикл включал однократное одноосное прессование, для следующего цикла ось деформации поворачивали на  $90^{\circ}$ . Образцы для abc-прессования имели форму, близкую к форме куба с гранями, параллельными плоскостям  $\{100\}$  В2 фазы.

Тонкую структуру деформированных образцов исследовали методом фольг на просвет на электронном микроскопе 9M-125 с системой наклона образцов на углы  $\pm 60^\circ$  при ускоряющем напряжении  $125~\mathrm{kB}$  и микроскопе CM-12 Philips при ускоряющем напряжении  $120~\mathrm{kB}$ . Фольги для электронно-микроскопических исследований готовили методом струйной электрополировки в 20~%-ом растворе серной кислоты в метаноле при напряжении на электродах  $60~\mathrm{B}$ .

Характерные дефекты структуры (рис. 1), формирующиеся при малых степенях деформации при холодной прокатке в кристаллах сплава I, детально описаны в работе [6]; это — малоугловые ПЛД (углы разориентации до  $10^\circ$ ) с габитусом мартенсита В19′ (плоскости  $\{0,4\ 0,9\ 0,2\}_{\rm B2}$ ) (рис.  $1,\ \delta,\ \epsilon$ ), механические двойники В2 фазы с габитусными плоскостями  $\{113\}_{\rm B2}$ 

(рис.  $1, \ge, \partial$ ) и зоны локализованного дислокационного скольжения  $a < 100 > \{011\}$  и  $a < 100 > \{001\}$ . Внутри и в окрестности ПЛД и двойников обнаруживается высокая  $(10^{10}-10^{11}~{\rm cm}^{-2})$  скалярная плотность дислокаций. Особенностью дефектной структуры является состояние с высокими непрерывными разориентировками кристаллической решетки В2 фазы и высокими локальными внутренними напряжениями. Локальные напряжения оценивали по формуле [6-8]

$$\sigma_{\text{\tiny JOK}} \approx \chi_{ij} E \frac{\Delta h}{2},$$

где  $\chi_{ij}$  — кривизна кристаллической решетки; E — модуль упругости первого рода (модуль Юнга);  $\Delta h$  — характерные размеры зоны дислокационного заряда, которые можно принять равными толщине фольги (0.1-0.2 мкм).

В образцах, прокатанных до  $\epsilon \approx 7$  %, кривизна кристаллической решетки в зонах механического двойникования составляла 10-20 °/мкм, что при  $\Delta h \approx 0,2$  мкм соответствует  $\sigma_{\text{пок}} \approx E/60 \div E/30$ .

С ростом степени относительного обжатия двойникование в аустенитной фазе становится преобладающим механизмом деформации, увеличиваются объем материала, испытавшего двойникование, и число кристаллографических систем двойников (рис. 2). В отдельных областях образца из структуры, представленной на рис. 1,  $\varepsilon$ , формируется «елочная» структура путем дальнейшего  $\{113\}$ -двойникования как областей матрицы, так и уже существующих двойников В2 фазы (рис. 2,  $\delta$ ). Размер фрагментов двойников в такой структуре составляет 50-100 нм, что говорит об образовании здесь НК состояния. Внутри фрагментов наблюдается более тонкая ячеистая субструктура, которая видна в темном поле при больших увеличениях.

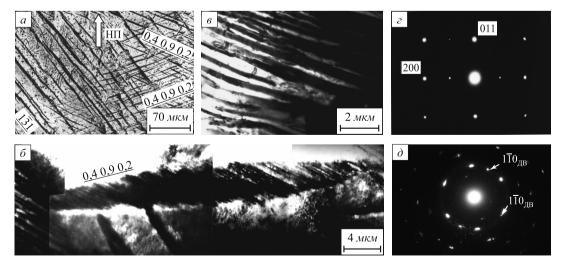


Рис. 1. Металлографическая картина полос деформации в монокристалле сплава I после прокатки при  $\varepsilon \approx 7$  % (a); малоугловая ПЛД с габитусом, близким к габитусу мартенсита, и внутренней субструктурой  $(\delta)$ ; микродифракционная картина от ПЛД и окружающего ее объема (a); пачка  $(1\overline{3}1)$ -двойников B2 фазы  $(\epsilon)$ ; микродифракционная картина (a) (зона [111] матрицы параллельна [001] зоне  $(1\overline{3}1)$ -двойника)

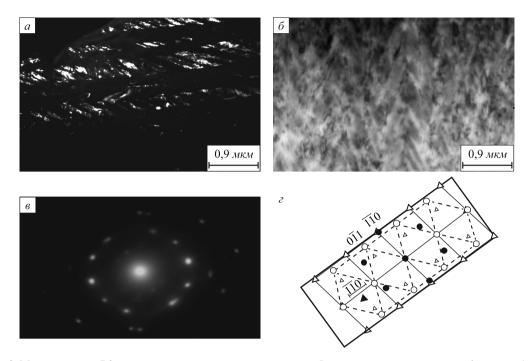


Рис. 2. Множественное B2-двойникование в монокристаллах сплава I после прокатки до степени деформации 15 %: a — две системы {113}-двойников в матрице (темное поле в рефлексе двойника одной из систем);  $\delta$  — «елочная» структура (светлое поле);  $\epsilon$  — микродифракционная картина от двойников и матрицы к поз.  $\delta$ ;  $\epsilon$  — схема микродифракции к поз.  $\epsilon$  ( $\Delta$  — рефлексы в [001] зоне матрицы;  $\epsilon$  — рефлексы в [111] зоне первой системы {113}-двойников;  $\epsilon$  — рефлексы в [111] зоне второго {113}-двойника)

Дальнейшее увеличение степени деформации (рис. 3) сопровождается формированием в объемах матрицы (зона <111>) и  $\{113\}$ -двойников (зона <001>) разных структурно-фазовых состояний. Азимутальное размытие рефлексов и в зонах матрицы, и в зонах двойников В2 фазы (рис. 3,  $\delta$ ,  $\varepsilon$ , e), свидетельствует о наличии в этих областях материала слабо разориентированной субструктуры, что связано с интенсивным действием дислокационных механизмов деформации.

Высокая плотность дислокаций, неоднородное напряженное состояние с высокими локальными напряжениями приводят к образованию, во-первых, объемов новых промежуточных фазовых состояний, характеризующихся параметрами решетки, отличными от параметров аустенита и мартенсита В19' (имеющих промежуточные значения параметров). Об этом свидетельствует сложная форма рефлексов (рис.  $3, \mathcal{M}$ ). Вовторых, появляется разупорядоченная или слабоупо-

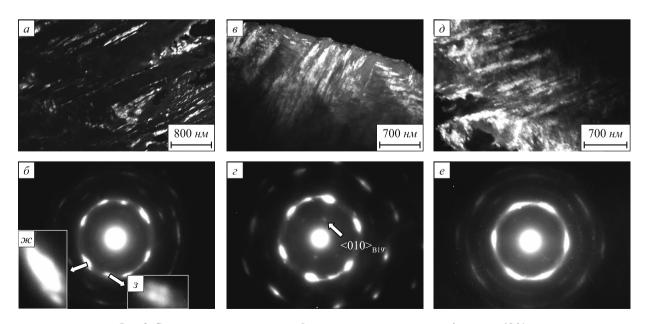


Рис. 3. Структура кристаллов сплава I после прокатки до степени деформации 45 %:  $a, \, \theta, \, \partial$  – темнопольные изображения в рефлексе двойников (a) и матрицы  $(s, \, \partial)$ ;  $\delta, \, \varepsilon, \, e$  – микродифракционные картины, соответствующие поз.  $a, \, \theta, \, \partial; \, \varkappa, \, 3$  – форма рефлексов (поз.  $\delta$ )

рядоченная (на дифракционных картинах отсутствует рефлекс  $<010>_{\rm B19'}$ ) (рис. 3,  $\it s$ ) и упорядоченная мартенситная фаза B19' (рис. 3,  $\it s$ ). В третьих, формируются двухдиффузные кольца, соответствующие отражениям  $<110>_{\rm B2}$  аустенита и  $<010>_{\rm B19'}$  мартенсита (рис. 3,  $\it \delta$ ,  $\it s$ ). Последнее свидетельствует о дальнейшем диспергировании структуры и увеличении объемной доли мартенситной фазы. Судя по наличию текстурных максимумов на диффузных кольцах, даже после высоких степеней прокатки (рис. 3,  $\it e$ ; рис. 4) в материале сохраняется преимущественно сформировавшаяся на начальных стадиях деформации ориентация кристаллитов.

В процессе прокатки до высоких (70 - 80 %) степеней деформации происходит обратное мартенситное превращение В19′ → В2 (подобное обнаружено в работах [10, 11]): на дифракционных картинах (рис. 4), полученных от деформированного материала, присутствуют диффузные кольца, соответствующие только отражениям аустенитной фазы, причем наблюдается кольцо сверхструктурного отражения <100> до. Последнее говорит о том, что в отдельных объемах сильно деформированного материала существует достаточно высокая степень порядка. По оценке, проведенной по полуширине диффузного кольца {110}<sub>в2</sub>, минимальный размер d кристаллита составляет примерно 40 - 50 Å. При таком размере кристаллитов относительный объем, занятый границами, которые имеют аморфную структуру, составляет примерно 30 – 40 %. Следовательно, состояние материала при прокатке до деформаций 80 % можно считать аморфно-кристаллическим.

Исследование деформированной структуры кристаллов сплава ІІ после всестороннего прессования показало (рис. 5), что на начальных стадиях деформации большую роль в размножении малоугловых (до 7°) разориентировок в структуре играет прямое плюс обратное мартенситное  $B2 \rightarrow B19' \rightarrow B2$  превращение, происходящее под напряжением, с сохранением границ двойниковой субструктуры мартенсита. На рис. 5, а приведено темнопольное изображение двух систем малоугловых полос, а на рис. 5, б соответствующая им микродифракционная картина с зоной [001] аустенитной фазы. Для лучшего понимания природы формирования ПЛД, имеющих В2 структуру, на рис. 5, в показана схема пересечения двух систем двойников (А и В) мартенсита В19' с образованием двойников третьего типа (C), а на рис. 5,  $\epsilon$  для удобства анализа показана микродифракционная картина от плоскости (100), мартенсита (существовавшего под напряжением), которая по ориентационному соотношению параллельна (001) плоскости В2 фазы. Кристаллографический анализ показал, что двойники мартенсита B19' <011> типа II (А) пересекают ранее образовавшиеся двойники {011} типа I(B). Необходимым условием для образования двойника <0.11> типа II(C) является то, что плоскости  $K_1$  двойников A и C пересекают плоскость  $K_1$  двойника B в одном направлении и имеют одинаковые величину и направление вектора сдвига  $\eta$  (рис. 5,  $\theta$ ). Границы двойников сохраняются в структуре аустенита после обратного  $B19' \to B2$  мартенситного превращения, очевидно потому, что они провзаимодействовали с дис-

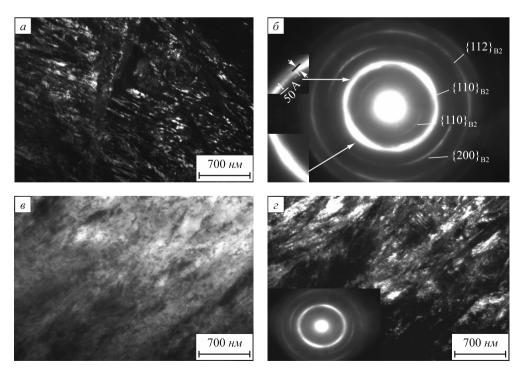


Рис. 4. Формирование аморфно-кристаллического состояния в монокристаллах сплава I после холодной прокатки до степени деформации 70-80 %:

a — темное поле в текстурном максимуме на кольце;  $\delta$  — микродифракционная картина к поз. (a); a — светлопольное изображение; c — темное поле в текстурном максимуме  $110_{\mathrm{B}2}$  и микродифракционная картина с этого участка

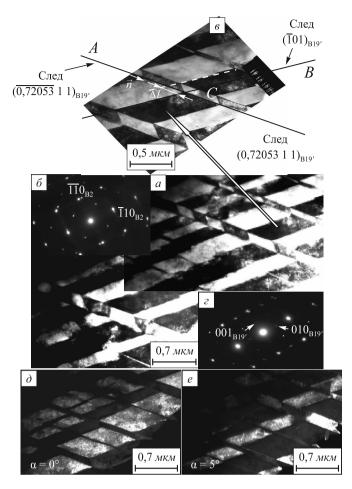


Рис. 5. Малоугловые ПЛД в B2 фазе, сформировавшиеся при всестороннем прессовании в результате прямого плюс обратного мартенситного превращения из двойников мартенсита при  $\epsilon \approx 14 \%$ 

локационным скольжением в окружающей их матрице и потеряли способность к движению «точно назад», а материал бывших двойников мартенсита при этом приобрел небольшую разориентацию. На рис. 5,  $\theta$ , e приведены темные поля в рефлексе  $\overline{110}$  аустенита (рис. 5,  $\overline{\theta}$ ) при разных углах наклона фольги  $\alpha$  в колонне микроскопа, которые показывают малоугловой характер ПЛД.

В отличие от прокатки при всестороннем прессовании в деформированной структуре кристаллов наблюдается два типа двойников В2 фазы с габитусными плоскостями {113} и {411}. Развитие множественного В2 двойникования также приводит к интенсивной фрагментации материала и образованию НК структуры. При деформациях 50 % в зонах матрицы и двойников также, как при прокатке, доминирует мартенситная фаза, часто сдвойникованная, о чем свидетельствует анализ микродифракционных картин. Между мартенситом и материалом матрицы или В2 двойников существуют

стандартные кристаллографические соотношения. При больших степенях деформации в структуре материала происходит обратное мартенситное превращение  $B19' \rightarrow B2$  и формируется квазиаморфное состояние, подобное состоянию, показанному на рис. 4.

Выводы. Неустойчивость кристаллической решетки аустенитной фазы в сплавах TiNi(Fe, Mo) в полях высоких локальных напряжений в предмартенситной области температур, где происходит снижение модулей упругости, приводит к развитию новых нетрадиционных коллективных мод деформации и переориентации решетки, таких как механическое двойникование в В2 фазе и формирование ПЛД путем  $B2 \to B19' \to B2$ превращений. По указанным механизмам наряду с дислокационным скольжением происходит интенсивная фрагментация в сплавах никелида титана, что приводит к формированию НК и квазиаморфных состояний. Результаты настоящей работы и исследований [10, 11] показывают, что при всех способах ИПД переход в квазиаморфное состояние в сплавах никелида титана сопровождается обратным мартенситным превращением.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
- Pushin V.G., Valiev R.Z., Yurchenko L.I. Processing of nanostructured TiNi-shape memory alloys: methods, structures, properties, application // J. Phys. IV France. 2003. Vol. 112. P. 659 – 662.
- Khmelevskaya I. Yu., Prokoshkin S.D., Dobatkin S.V. et al. // Mater. Scien. Eng. A. 2006. Vol. 438-440. P. 472 475.
- **4.** Сурикова Н.С., Чумляков Ю.И. // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89. № 2. С. 98 107.
- Сурикова Н.С., Чумляков Ю.И. // Физическая мезомеханика. 2000. Т. 3. № 1. С. 93 – 102.
- Tyumentsev A.N., Surikova N.S., Litovchenko I.Yu. et al. // Acta mater. 2004. Vol. 52. № 7. P. 2067 – 2074.
- Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Лысенко О.В. // Изв. вуз. Физика. 2009. Т. 52. № 6. С. 58 – 67.
- Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Лысенко О.В. и др. // Физика металлов и металловедение. 2006. Т. 101. № 3. С. 247 – 254.
- 9. Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Корзникова Г.Ф. // Перспективные материалы. 2009. Спец. выпуск 7. С. 305 309.
- 10. Сурикова Н.С., Клопотов А.А., Корзникова Е.А. // Физика металлов и металловедение. 2010. Т. 110. № 3. С. 285 – 294.
- Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Пилюгин В.П. и др. // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 99. № 4. С. 90 100

© 2013 г. *Н.С. Сурикова, Е.А. Корзникова* Поступила 17 декабря 2012 г.

УДК 621.78

## А.В. Фролов

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет

# ОПТИМИЗАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕМ ИХ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА ГРАНИЦЕ ФАЗОВЫХ ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Анномация. Исследовано влияние длительности пребывания сталей 30ХГСА и P18, а также титанового сплава BT20 в условиях полиморфных предпревращений и превращений на их механические свойства. Показано, что эффекты фазовых предпревращений позволяют управлять структурой и свойствами сплавов в широком диапазоне (от свойств, характерных для закаленного состояния, до свойств, присущих отпущенному металлу). «Работа» на границе полиморфного превращения способствует выравниванию плотности дефектной структуры и обеспечивает оптимизацию механических свойств сплавов. Предложено применять метод акустической эмиссии для определения стадии фазового превращения и разработки технологий термической обработки, максимально эффективно использующей эффекты фазовых предпревращений.

**Ключевые слова**: бейнитное предпревращение, аустенитное предпревращение, фазовое превращение, дефектная наноструктура, механические свойства, акустическая эмиссия.

# OPTIMIZATION OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF STEEL AND ALLOYS BY NANOSTRUCTURIZATION OF THEIR DEFECT STRUCTURE AT THE BORDER OF PHASE PRETRANSFORMATION WITH THE USE OF ACOUSTIC EMISSION METHOD

Abstract. The influence of the duration of stay of the steels 30HGSA and R18 as well as titanium alloy VT 20 in the conditions of polymorphic pretransformation and transformation conditions on the mechanical properties is investigated. It is shown that the effect of phase pretransformation allows in wide range controlling the steel defect structure and mechanical properties. The "operation" at polymorphic transformation border promotes to regulate the defect structure density and to optimize mechanical properties of alloys. It is proposed to use the acoustic emission method for phase transformation stage detection and for the development of heat treatment technology with maximize use of the phase pretransformation effects.

Keywords: bainitic pretransformation, austenitic pretransformation, phase transformation, chromansil, R18 steel, VT20 titanium alloy, defective nano-structure, mechanical properties, acoustic emission.

Широко используемые технологии управления дефектной структурой и свойствами сталей и сплавов (традиционная термическая обработка, пластическая деформация и т.д.) [1] уже практически исчерпали свой запас эффективности. В настоящее время активно разрабатываются новые технологии, работающие на наноуровне. Применительно к технологиям обработки сталей это означает измельчение зерна и «работу» с дефектной решеткой на наноуровне. Теоретические аспекты этих технологий базируются на дислокационной теории прочности, в соответствии с которой повышение прочности (од) достигается за счет торможения движения дислокаций. Классическое решение этой задачи сводится к повышению плотности (р) дислокаций (рис. 1) или к увеличению протяженности межзеренных границ путем уменьшения размеров зерен (закон Холла-Петча) [1].

Большие успехи в области наноструктурирования сплавов достигнуты при применении технологий интенсивной пластической деформации. Указанные технологии одновременно повышают плотность дефектной структуры до величины более  $10^{13}\ {\rm cm}^{-2}$  и измельчают

зерна вплоть до 100 нм. Эти технологии позволяют до трех раз повысить прочность отдельных сплавов по сравнению с прочностью сплавов при использовании традиционных технологий холодного деформирования. Но ценой такого повышения прочности является снижение характеристик пластичности в три и более раз, которое приводит к охрупчиванию материала [2].

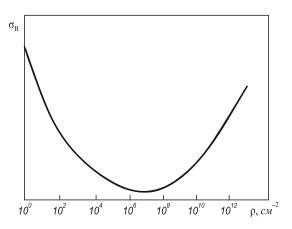


Рис. 1. Зависимость прочности сплава от плотности дислокаций

Альтернативным способом управления дефектной структурой считается термическая обработка. Этот вид обработки также позволяет управлять плотностью дефектной структуры в диапазоне порядка  $10^6-10^{13}~{\rm cm}^{-2}$ , при этом получаемая структура более стабильна по сравнению со структурой, формируемой в результате пластической деформации. Но получаемый размер зерен составляет  $10~{\rm M}{\rm KM}$  и более.

Общим недостатком этих двух методов улучшения свойств сплавов является неравномерное распределение дефектов по объему зерен [3]. Поэтому при создании оптимальной средней плотности дислокаций примерно 10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>, обеспечивающей сочетание высокой прочности с достаточной вязкостью разрушения, в отдельных нано- и мезообъемах формируется дефектная структура с закритической плотностью дислокаций. Указанные зоны фактически являются зародышами внутризеренных трещин и концентраторами напряжений, которые охрупчивают материал. Традиционные технологии закалки и термического улучшения рассчитаны на формирование дефектной структуры с плотностью дислокаций, на порядок меньшей оптимальной, с целью исключения вышеуказанных критических зон. Но при этом не получается максимально использовать весь потенциальный запас прочности сплава.

В связи с этим представляет интерес разработка технологии создания равномерной по мезо- и нанообъемам дефектной структуры с оптимальной плотностью дислокаций. В качестве инструмента выравнивания дефектной наноструктуры можно использовать эффекты фазовых предпревращений [4]. Для определения эффективности указанных технологий проведены исследования влияния условий аустенитного и бейнитного предпревращений на структуру и свойства сталей 30ХГСА и P18, а также влияния полиморфного превращения на свойства титанового сплава ВТ20.

Исследования проводили на трубных образцах из стали 30ХГСА. Размеры образцов: внутренний и наружный диаметр – 8 и 10 мм, длина – 15 мм. Исследования проводили на образцах в состоянии поставки, а также после их предварительной многократной закалки с целью создания фазового наклепа и повышения плотности дефектной структуры. Предварительные многократные закалки выполняли по следующей технологии: нагрев в расплаве солей 50 % NaCl + 50 % KCl со средней скоростью 700 К/с до температуры 900 °С; выдержка в течение 2 мин; закалка в соленой воде с температурой 6 °С. Повторные закалки выполняли по вышеописанной технологии, но с выдержкой при температуре аустенитизации в течение 10 с.

Для исследования влияния бейнитного предпревращения и превращения на структуру и свойства стали образцы подвергали изотермической закалке с разными длительностями изотермических выдержек по следующей технологии: нагрев образцов в расплаве солей до температуры 900 °C; выдержка при температуре

аустенитизации в течение 2 мин (для холоднодеформированных образцов) и 10 с (для предварительно закаленных образцов); охлаждение в щелочном расплаве NaOH + KOH с температурой 380 °C; изотермическая выдержка в течение 5 с -20 мин; охлаждение в соленой воде с температурой 6 °C. Выбранные изотермические выдержки соответствовали различным стадиям бейнитного предпревращения и превращения (рис. 2) [4].

Для исследования влияния аустенитного предпревращения трехкратно предварительно закаленные образцы подвергали повторной аустенитизации при следующих режимах: нагрев в расплаве солей с температурой 800-900 °C; выдержка при температуре аустенитизации в течение 1-15 с; охлаждение в проточной технической воде с температурой 6 °C [5].

После термической обработки образцы подвергали механическим испытаниям на сплющивание по ГОСТ 8695 – 75 до полного разрушения. Испытания проводили на машине INSTRON 3382K7046. По диаграммам нагружения (нагрузка – деформация) определяли следующие механические характеристики образца: нагрузку в момент образования трещины  $(P_{TD})$ , кH; деформацию трубы (изменение внешнего диаметра) в момент появления трещины  $(h_{_{\rm TD}})$ , мм. Момент появления первой трещины определяли методом акустической эмиссии [6]. Кроме испытания на сплющивание в ходе экспериментов проводили микроструктурный анализ с использованием металлографического микроскопа Planar MICRO200; измеряли твердость образцов по методу Роквелла (HRC); микротвердость по ГОСТ 9450 – 76 с применением четырехгранной алмазной пирамидки на микротвердомере Shimadzu HMV-2T.

Исследования титанового сплава BT20 проводили на заготовках размерами 2000×600×1,5 мм. Заготовку закрепляли контактными зажимами на столе гидропресса. В ходе испытаний заготовку равномерно нагре-

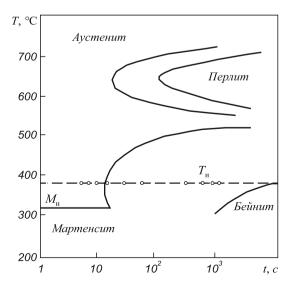


Рис. 2. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита в стали 30XГСА с исследованными длительностями изотермических выдержек

вали электрическим током до температуры фазового превращения (900 – 1000 °C). По достижении заданной температуры производили пластическое деформирование заготовки прессом и дальнейшее ее естественное охлаждение. После завершения формообразования и остывания заготовки подвергали испытаниям на растяжение, ударный изгиб, определяли ее твердость, а также проводили малоцикловые испытания [6].

Изотермическая закалка стали 30ХГСА на границе бейнитного предпревращения обеспечивает упорядочение внутренней дефектной структуры стали, исключая зоны с закритической степенью плотности дислокаций, но с сохранением высокой плотности дефектов по всему объему материала, что обуславливает максимальные прочность и твердостьи при достаточной пластичности и вязкости разрушения. Предварительные закалки позволяют дополнительно повысить плотность дефектной структуры: это выражается в дополнительном повышении прочности и твердости (рис. 3). Изотермическая закалка из начальной области бейнитного превращения приводит к формированию новой бейнитной структуры и практически максимальной релаксации внутренних напряжений, что проявляется в значительном повышении свойств пластичности стали, снижении прочности и значительном снижении твердости. При этом полученная в результате предварительных закалок мелкозернистая структура после бейнитного превращения обеспечивает более высокие прочность и твердость при сопоставимых показателях пластичности по сравнению с традиционной изотермической закалкой. Закалка из области стабильного бейнитного превращения приводит к росту зерен и к повышению характеристик пластичности стали. При этом прочность и твердость снижаются практически до уровня показателей отпущенной стали [4].

Аналогичное улучшение характеристик прочности и вязкости разрушения (исследованное методом акустической эмиссии [8]) наблюдается и у стали Р18 (табл. 1) при ее изотермической закалке с границы бейнитного превращения [3].

В отношении повторной закалки стали 30XГСА с границы аустенитного превращения можно сказать

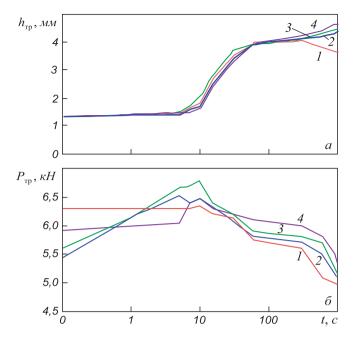


Рис. 3. Зависимость механических характеристик стали 30XГСА от длительности изотермической выдержки при температуре бейнитного предпревращения:

I – традиционная изотермическая закалка; 2, 3 и 4 – изотермическая закалка после двух-, трех- и четырехкратной закалки

следующее. Изотермические выдержки, соответствующие начальным фазам аустенитного предпревращения, сохраняют мартенситную структуру. Но в стали начинаются процессы первичной рекристаллизации с образованием новых зерен и процессы растворения карбидов. Кроме того, к рассматриваемому моменту времени уже происходит упорядочение нано- и мезодефектной структуры, снимаются критические степени искажения кристаллической решетки при сохранении высокой степени плотности дефектов. Рассматриваемая стадия сопровождается значительным повышением свойств пластичности (рис. 4) при сохранении достаточно высоких прочностных показателей. Следующая стадия развитие аустенитного предпревращения: повышается диффузионная подвижность атомов, увеличивается активность границ зерен, продолжается первичная рекристаллизация, активно протекают процессы упорядоче-

Влияние режимов изотермической закалки на механические свойства и ресурс режущего инструмента из стали Р18

	Значение показателя при закалке			
Показатель	непрерывной	изотермической с выдержкой в течение 5 мин	изотермической с выдержкой в течение 1 ч	
$\sigma_{_{\rm B}}$ , M $\Pi$ a	1980	2868	2565	
HRC (при 640 °C)	54	59	53	
Относительное изменение ресурса инструмента, %	_	66,6	-10,5	
Количество хрупкого разрушения инструмента, %	25	0	0	

Таблица 1

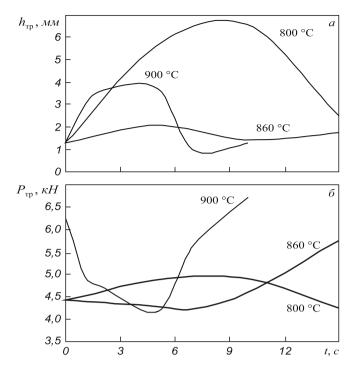


Рис. 4. Зависимость механических характеристик стали 30XГСА от температурно-временных условий ее повторной аустенитизации

ния дефектной структуры, в особенности на границах зерен; и в результате полной многоуровневой релаксации дефектов на всех масштабных уровнях снижается концентрация дефектов. Кроме того, на этой стадии активно протекают процессы распада мартенсита. Эти процессы приводят к значительному росту характеристик пластичности и снижению прочности. Максимум характеристик пластичности и минимум показателей прочности приходится на окончание этого интервала, при этом степень разупрочнения материала превышает разупрочнение, получаемое при отпуске. Дальнейшее увеличение изотермической выдержки при повторной аустенитизации приводит к полиморфному аустенитному превращению [5].

Применение интенсивной пластической деформации на границе полиморфного превращения для титанового сплава ВТ20 приводит к раздроблению зерен, формированию направленной волокнисто-глобулярной структуры α-фазы, а также к одновременному повышению прочности и пластичности сплава (табл. 2) [6].

Выявленные эффекты вызваны следующим. Первой стадией полиморфного превращения считается «инкубационный период» или стадия предпревращения. На этой стадии получаемая металлом тепловая энергия ослабляет межатомные связи, готовит кристаллическую решетку к изменению, но диффузионные процессы еще не протекают и изменения типа кристаллической решетки не наблюдается. Наиболее известным проявлением этих процессов можно считать эффект субкритической сверхпластичности [1]. Известно, что дислокации создают вокруг себя поля упругих напряжений, благодаря которым происходит взаимодействие дисло-

каций между собой (дислокации одного знака отталкиваются, разных знаков — притягиваются). Благодаря ослаблению межатомных связей происходит повышение подвижности дислокаций. Дислокации под действием градиента их концентрации перераспределяются по объему кристалла; при этом, чем выше плотность дислокаций, тем больше суммарное значение их полей напряжений, и тем большие силы воздействуют на них. То есть процесс перераспределения плотности дефектов начинается и более активно протекает в областях с повышенной концентрацией дислокаций. В результате взаимодействия дислокаций они перераспределяются по объему зерен, обуславливая тем самым выравнивание плотности дефектов на наноуровне.

Исследуемые материалы предварительно подвергали фазовому или механическому наклепу, приводящему к максимальному повышению плотности дефектной структуры и, следовательно, к повышению прочности. Но в соответствии с положениями статистического металловедения распределение дефектов по объему материала описывается нормальным законом распределения: при «безопасной» средней плотности дефектов в объеме сплава в локальных нанозонах концентрация дислокаций превышает критическое значение; эти области фактически являются концентраторами напряжений и зародышами нанотрещин. Кроме того, исследуемые материалы после их предварительной обработки характеризуются высокими внутренними напряжениями. В результате повышается хрупкость эти сплавов, зачастую снижается предел прочности в зону упругой деформации.

Термическая обработка сплавов с границы фазового превращения обуславливает равномерное перераспределение дефектной структуры и залечивание нанотрещин с сохранением требуемой структуры металла и необходимой высокой плотности дислокаций. Следствием этого является сохранение максимальной прочности с одновременным повышением пластичности и вязкости

Таблица 2 Механические характеристики титанового сплава BT20 после различных режимов их пластической деформации

Режим формообразования		Механические характеристики		актеристики
T, °C	t, c	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	угол изгиба, градус
	дное эяние	1130/1100	11,0/10,0	51/45
920	98	1050/1040	16,3/16,5	45/48
960	126	1230/1190	15,0/16,0	45/57
995	176	1080/1060	13,0/13,0	49/51

Примечания показателей для поверхности в окисленном и травленном состоянии (для исходного состояния – показатели в состоянии поставки и химического травления).

разрушения. Но при длительном протекании указанных процессов кроме упорядочения дефектной структуры происходит снижение плотности дислокаций за счет аннигиляции дислокаций разных знаков и выхода на границы зерен дислокаций одного знака, что приводит к резкому снижению прочностных характеристик. Кроме того, стадия предпревращения легко переходит в стадию непосредственно фазового превращения, скорость которого на начальном этапе резко возрастает.

Таким образом, эффективность использования фазовых предпревращений тесно связана с приближением условий термической обработки сплавов к границе фазового перехода. При этом переход за границу недопустим, так как приводит к процессам рекристаллизации сплава. Отдаление от границы в другую сторону резко снижает активность дислокаций и сводит на «нет» указанные эффекты упорядочения структурной неоднородности. Поэтому основным условием использования эффектов фазовых предпревращений является разработка методики точного определения условий полиморфной трансформации.

Основной сложностью разработки указанной методики является чувствительность условий фазового превращения к большому количеству факторов, в том числе к химическому составу сплава, его исходной структуре, температуре нагрева, скорости нагрева или охлаждения, к форме и размерам детали и т.д. Поэтому методы определения условий фазовых превращений, использующих лабораторные образцы (дилатометрический, дюрометрический, структурный и др.), в настоящей задаче не применимы. Магнитометрический метод в принципе позволяет проводить исследования непосредственно на обрабатываемой детали, но при температурах выше точки Кюри он также неприменим. Также известны методы определения фазовых превращений по изменению механических [9] и физических [10] свойств металла. Наиболее перспективным методом определения стадии полиморфного превращения следует считать метод, основанный на регистрации и анализе сигналов акустической эмиссии, излучаемых деталью в процессе ее термической обработки. Результаты исследований на различных сталях и сплавах [11-13] показывают, что разные фазы характеризуются различными спектрами сигналов акустической эмиссии. Спектральные характеристики можно использовать в качестве «визитной карточки» присутствующих в сплаве фаз, сами фазовые превращения сопровождаются хорошо различимым изменением спектра сигналов (рис. 5) и изменением некоторых других характеристик акустико-эмиссионного излучения.

Выводы. Оптимизация дефектной структуры сталей и сплавов на наноуровне представляется важной и перспективной задачей современного материаловедения, позволяющей повысить надежность изделий за счет комплексного улучшения их механических свойств. Пластическая деформация и закалка являются эффективными инструментами управления дефектной структурой сплавов. Получаемая в результате традиционных режимов механической и термической обработки дефектная структура характеризуется значительной неравномерностью. Термическая обработка с использованием эффектов фазовых предпревращений позволяет упорядочить дефектную наноструктуру с сохранением высокой плотности дислокаций, обуславливая одновременное повышение прочности и пластичности. «Работа» в интервале фазовых превращений позволяет управлять дефектной структурой металлов в широких пределах. Для управления структурой и свойствами сталей и сплавов могут быть использованы как эффекты аустенитного, так и бейнитного предпревращения и превращения. Эффективность технологий термического упорядочения дефектной наноструктуры с использованием эффектов фазовых предпревращений зависит от степени приближения внешних условий к границе полиморфного перехода, что обуславливает необходимость разработки методов точного и оперативного

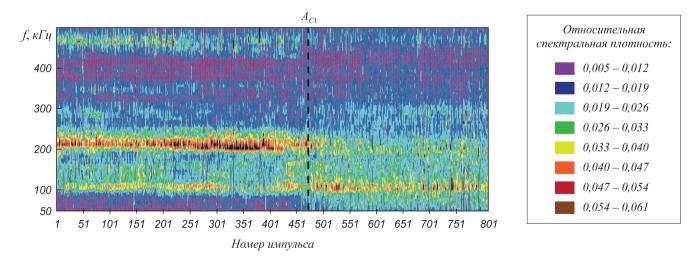


Рис. 5. Диаграмма относительной спектральной плотности сигналов акустической эмиссии во время исследования аустенитного превращения в стали 30XГСА при нагреве

контроля кинетики процессов фазовой трансформации. Метод акустической эмиссии представляется перспективным инструментом контроля процессов полиморфного превращения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
- 2. Терентьев В.Ф. // МиТОМ. 2007. № 10. С. 21 28.
- Муравьёв В.И., Фролов А.В., Злыгостев А.М. идр. // Металлообработка. 2009. № 2. С. 50 – 57.
- Муравьёв В.И., Фролов А.В., Башков О.В. и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2011. № 6 – 3. С. 94 – 100.
- Муравьёв В.И., Фролов А.В., Башков О.В. и др. // Металлургия машиностроения. 2012. № 1. С. 32 – 36.
- Муравьёв В.И., Фролов А.В., Кузнецов А.А. и др. // Ползуновский альманах. 2010. № 1. С. 61 – 62.

- Семашко Н.А., Муравьёв В.И., Фролов А.В. и др. // Авиационная промышленность, 2004. № 2. С. 85 – 89.
- Семашко Н.А., Фролов А.В., Муравьёв В.И. и др. // Контроль. Диагностика. 2002. № 12. С. 24 – 27.
- Муравьёв В.И., Якимов А.В., Семашко Н.А., Фролов А.В. // Металлургия машиностроения. 2003. № 3. С. 10 – 12.
- 10. Семашко Н.А., Лановенко Е.В., Лановенко В.В. и др. // МиТОМ. 2002. № 2. С. 8, 9.
- 11. Муравьёв В.И., Ким В.А., Фролов А.В. и др. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2010. № 1. С. 33-36.
- 12. Муравьёв В.И., Ким В.А., Фролов А.В. и др. // Технология металлов. 2011. № 10. С. 24 32.
- **13.** Муравьёв В.И., Ким В.А., Дмитриев Э.А. идр. // Ученые записки КнАГТУ. 2010. № 1. С. 110 117.

© 2013 г. *А.В. Фролов* Поступила 21 ноября 2012 г.

УДК 669.046:532.6

## Г.В. Шляхова<sup>1, 2</sup>, С.А. Баранникова<sup>1, 3, 4</sup>, Л.Б. Зуев<sup>1, 3</sup>

 $^1$ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)  $^2$  Северский технологический институт НИЯУ МИФИ  $^3$  Национальный исследовательский Томский государственный университет  $^4$  Томский государственный архитектурно-строительный университет

# ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КАБЕЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ Nb – Ti\*

Аннотация. Методами атомно-силовой, электронной и оптической микроскопии исследована эволюция структуры на промежуточной стадии волочения при переходе к диам. 1,3 − 1,2 мм сверхпроводящего кабеля на основе сплава Nb − Ti, содержащего 47,5 % Ti (по массе) (63,7 % Ti (атом.)), который используется в качестве токонесущих элементов в магнитной системе Международного термоядерного экспериментального реактора. Исследованы микроструктура, фазовый состав и их влияние на свойства сверхпроводящего сплава Nb − Ti после холодного волочения и промежуточного отжига. Выявлены зоны локализации пластической деформации в местах обрывов сверхпроводника. Обнаружено изменение формы и химического состава волокон Nb − Ti в бездефектной области и в зоне разрыва кабеля. Выявлен диффузионный ниобиевый барьер вокруг волокон Nb − Ti, размещенных в медной матрице.

*Ключевые слова*: сверхпроводники, дефекты, микроструктура, локализация пластической деформации, волочение.

# THE STUDY OF NANOSTRUCTURAL ELEMENTS OF SUPERCONDUCTIVE CABLE Nb – Ti

Abstract. Microstructural evolution in superconductive cable made of Nb + 47,5 % Ti alloy and drafted to obtain intermediate reduction from 1,3 to 1, 2 mm has been characterized using atomic force, optical and electron microscopies. This alloy is used for making current-carrying elements in the magnetic system of International Thermonuclear Experimental Reactor. The microstructure and phase composition have been examined as well as the effect they have on the properties of superconductive Nb – Ti alloy after cold drawing and intermediate annealing. Strain localization zones in the fractured zones of the cable have been revealed. The changes in chemical composition and shape of Nb – Ti wires in defect-free break zones have been detected. It has been found out that a diffusion Nb barrier is formed in the copper binder surrounding the Nb – Ti wire.

Keywords: superconductors, defects, microstructure, plastic deformation localization, cold drawing.

Среди различных сверхпроводящих материалов [1] сплав Nb — Ti, используемый для изготовления токонесущих элементов в магнитной системе Международного термоядерного экспериментального реактора,

\* Работа выполнена при частичной поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований по проекту 11-08-00237-а.

занимает особое положение. Конструкция сверхпроводящего кабеля состоит из нескольких тысяч сверхпроводящих жил диам. 2 – 5 мкм, фиксируемых медной матрицей [2]. К таким кабелям предъявляются высокие требования; наиболее важными являются величина и стабильность критических параметров, стабильность токовых характеристик, безобрывность сверхпроводя-

щих волокон (жил), их структурная однородность по длине провода и малые отклонения геометрических размеров поперечного сечения [3-6].

При производстве проводников из сверхпроводящего сплава Nb-Ti наиболее ответственным этапом является холодное волочение, в ходе которого исходная композиционная заготовка деформируется от диам. 60-70 мм до диам. 0,1-1,0 мм. На этом этапе необходимо обеспечить безобрывность процесса и заданную плотность микродефектов в сверхпроводнике, контролирующих образование центров пиннинга (закрепления магнитных вихрей Абрикосова в сверхпроводниках II рода [1]).

Целью настоящей работы является анализ влияния холодной деформации волочением на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb — Ti.

Деформационную структуру и субструктуру многожильного кабеля со сверхпроводящими жилами из сплава Nb — Ti, содержащего 47,5 % Ti (по массе) (63,7 % Ti (атом.)) исследовали на промежуточной стадии волочения при переходе к диам. 1,3 — 1,2 мм. Для анализа состава и структуры композитного многожильного провода использовали несколько методик, обеспечивающих необходимое пространственное разрешение: оптическую микроскопию (Neophot-21 и Olympus GX 71), растровую электронную микроскопию (Philips SEM 515) и атомно-силовую микроскопию (Solver PH47-PRO).

Распределение элементов в зоне границы жилы из сплава Nb – Ti с медной матрицей определяли методом растровой электронной микроскопии на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D с использованием детекторов вторичных и обратно рассеянных электронов.

Многожильный сверхпроводящий кабель на основе сплава Nb – Ti представляет собой трехслойную конструкцию, в которой между медными сердечником и

внешней оболочкой располагается промежуточный слой из волокон Nb – Ti, размещенных в медной матрице (композит). Такой композит может также содержать резистивные или диффузионные барьеры, стабилизирующие оболочки, и прочные армирующие элементы [2, 3]. Металлографические исследования поперечных сечений проводников показали, что в промежуточном слое на границе с медным сердечником проводника жилы Nb – Ti имеют округлую форму со средним диаметром примерно 10 мкм. В промежуточном слое на границе с медной оболочкой все волокна Nb – Ti приобретают ромбическую форму с диагоналями примерно 13 и 11 мкм вследствие деформации волочения.

Для более точного выявления рельефа поперечных сечений элементов кабеля использовали атомно-силовую микроскопию с применением контактного метода в режиме «постоянной силы» [7]. Вокруг волокон Nb – Ti, размещенных в медной матрице, обнаружен диффузионный ниобиевый барьер, который отчетливо проявляется в виде выступов рельефа в зоне сопряжения жилы с матрицей (рис. 1, a). На профилограмме, построенной методом секущих, ниобиевый барьер обнаруживается по высокоамплитудным максимумам шириной до 250-260 нм, разделенным низкоамплитудными линиями рельефа волокон Nb – Ti и медной матрицы (рис.  $1, \delta$ ). На фоне гладкого рельефа волокон Nb – Ti и медной матрицы выявляется высокоамплитудный ниобиевый барьер (рис.  $1, \delta$ ).

В результате интенсивной пластической деформации медь в сердечнике приобретает субмикрокристаллическую структуру со средним размером зерен приблизительно 800 нм. В такой структуре чередуются одиночные зерна и их конгломераты, насчитывающие до восьми зерен. Сильнее всего медь в сердечнике продеформирована по границе сердечник — промежуточный слой проводника, где максимальный размер зерен

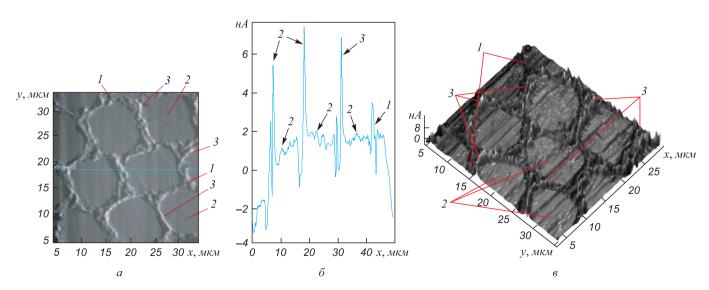


Рис. 1. 2D-изображение (a), профилограмма участка  $30 \times 30$  мкм ( $\delta$ ) и 3D-изображение (a) ниобиевого барьера вокруг волокон Nb — Ti в матрице проводника: I — медная матрица; 2 — волокна Nb — Ti; 3 — ниобиевый барьер

составил приблизительно 2120 нм, а минимальный 310 нм. В промежуточном слое между волокнами в матрице медь представлена равноосными зернами со средним размером приблизительно 800 нм. Средний размер зерен меди в оболочке проводника составил приблизительно 1050 нм [8].

Топография поперечного сечения в месте обрыва проводника показала, что в области, прилегающей к сердечнику, близлежащие волокна Nb - Ті имеют неправильную форму и образуют зону локализации деформации (рис. 2). В месте обрыва проводника в матрице промежуточного слоя между волокнами Nb - Ti средний размер зерен меди составил приблизительно 850 нм. Следует отметить, что по результатам статистической обработки средний размер зерен меди в матрице составляет приблизительно 800 нм и сопоставим с размером зерен меди (примерно 850 нм) в месте обрыва проводника [9, 10]. Для исследования морфологии зоны локализации пластической деформации по глубине шлифа снимали дважды слой по 500 мкм на шлифовальной бумаге. В месте обрыва вокруг волокон Nb – Ti, размещенных в медной матрице, обнаружен ниобиевый барьер, который проявляется на профилограмме в виде высоких, тонких высокоамплитудных максимумов шириной до 250 нм (рис. 2). Такой же ниобиевый барьер обнаруживается вокруг волокон Nb – Ті в месте обрыва после послойного шлифования на глубину 1000 мкм.

Исследования, проведенные с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 с приставкой для рентгеновского дисперсионного микроанализа Oxford Instruments, показали, что внешняя оболочка и сердечник проводника состоят полностью из меди. Часть элементов промежуточного слоя проникает в медный сердечник кабеля и на границу раздела промежуточный слой – внешняя оболочка. В промежуточном слое на границе с сердечником все волокна Nb – Ti имеют округлую форму. Химический состав волокон одинаков: 35,66 % Nb и 63,7 % Ti (ат.). В области разрыва жилы Nb – Ti утрачивают правильную

форму (рис. 2, a), а их химический состав сохраняется на уровне 35,57 % Nb и 63,33 % Ti (ат).

Однородность химического состава волокон Nb – Ti в проводнике контролировали с использованием сканирующей электронной микроскопии в режимах вторичных электронов и в характеристическом рентгеновском излучении основных элементов композита на приборе Quanta 200 3D. Степень однородности распределения основных химических элементов в волокне и матрице проводника была исследована по зависимостям числа характеристических рентгеновских фотонов определенной энергии (титана, ниобия, меди) от положения места измерения. Неравномерное пространственное распределение числа характеристических рентгеновских фотонов титана, ниобия, меди в волокне и матрице указывает на наличие диффузионного слоя на отрезке, проходящем через границу волокно - матрица. Для исследования тонкой структуры элементов кабеля из образца с помощью сфокусированного ионного пучка была вырезана тонкая фольга. Структура волокна Nb – Ті может быть охарактеризована как сильнодеформированная, следов релаксации не наблюдается, границы зерен нечеткие. Разрешения оборудования недостаточно для наблюдения отдельных дислокаций внутри зерен волокна Nb - Ti. Сопряжение границы волокно – матрица (рис. 3, а) характеризуется наличием ниобиевого барьера. Структура ниобиевого барьера субмикрокристаллическая, зерна мелкие с незначительной неравноосностью (рис.  $3, \delta$ ). Структура меди в медной матрице характеризуется как деформированная и релаксированная. В структуре зерен меди видны отдельные дислокации, скоплений дислокаций не наблюдается (рис. 3,  $\beta$ ).

В основе подходов, традиционно используемых при анализе ресурса пластичности технических сверхпроводников на основе сплава Nb — Ti [11], лежит представление о равномерности и однородности пластической деформации, что не соответствует современным представлениям. Экспериментальные данные о природе пластической деформации показывают, что присущая ей с самого начала деформирования неоднородность может

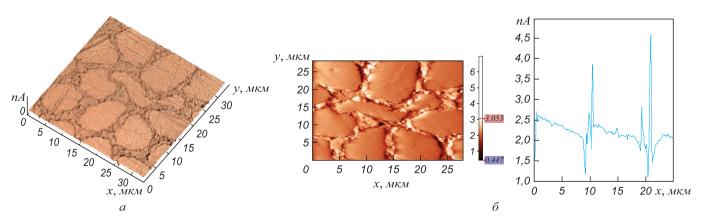
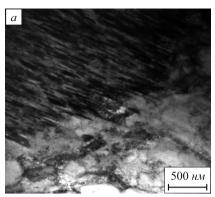
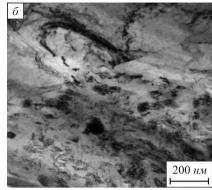


Рис. 2. Ниобиевый барьер вокруг волокон Nb — Тi в зоне локализации пластической деформации в месте обрыва после послойного шлифования на глубину 500 мкм: a-3D-изображение участка  $30\times30$  мкм;  $\delta-$  профилограмма





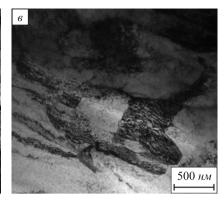


Рис. 3. Тонкая структура элементов кабеля технических сверхпроводников: a – граница волокно Nb – Ti – матрица;  $\delta$  – граница медная матрица – ниобиевый барьер;  $\epsilon$  – медная матрица

приводить к раннему формированию одного или нескольких устойчивых очагов локализации пластического течения [12, 13] и в дальнейшем к обрыву жилы. Предпринятые в последнее время детальные исследования макролокализации деформации позволили установить однозначное соответствие между законом пластического течения на этом участке деформационной кривой и типом пространственно-временного распределения компонент тензора пластической дисторсии [14]. Эти факты должны приниматься во внимание при разработке технологии холодной деформации волочением для получения сверхпроводниковых жил требуемых размеров.

**Выводы.** Исследованы микроструктура, фазовый состав и их влияние на свойства сверхпроводящего сплава Nb — Ті после холодного волочения и промежуточного отжига. Выявлены зоны локализации пластической деформации в местах обрывов сверхпроводника. Обнаружено изменение формы и химического состава волокон Nb — Ті в бездефектной области и в зоне разрыва кабеля. Выявлен диффузионный ниобиевый барьер вокруг волокон Nb — Ті, размещенных в медной матрице.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Гинзбург В.Л., Андрюшин Е.А. Сверхпроводимость М.: Альфа-М, 2006. 110 с.
- Шиков А.К., Панцырный В.И., Воробьева А.Е. и др. // Металловедение и термообработка. 2002. № 11. С. 68 – 72.
- Шиков А.К., Никулин А.Д., Силаев А.Г. и др. // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2003. № 1. С. 36 – 43.

- Kozlenkova N., Vedernikov G., Shikov A. et al. //
  IEEE Trans. Appl. Supercond. 2004. Vol. 14. № 2. P. 1028 1030.
- Lee P.J., Larbalestier D.C. // Acta Metall. 1987. Vol. 35.
   №. 10. P. 2523 2536.
- Черный О.В., Тихинский Г.Ф., Сторожилов Г.Е. и др. // Сверхпроводимость: Физика, химия, техника. 1991. Т. 4. № 8. С. 1617 – 1623.
- 7. Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. Н. Новгород: ИФМ РАН, 2004. 110 с.
- 8. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Колосов С.В. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. Т. 9. № 4. С. 417 421.
- 9. Зажигаев Л.С., Кишьян А.А., Романиков Ю.И. Методы планирования и обработки результатов физического эксперимента. М.: Атомиздат, 1978. 232 с.
- Митропольский А.К. Техника статистических вычислений. М.: Изд-во физико-математической литературы, 1961. 480 с.
- Ажажа В.М., Черный О.В., Сторожилов Г.Е. и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. «Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники». 2004. № 14. С. 136 – 139.
- 12. Zavodchikov S.Y., Zuev L.B., Belov V.I. et al. In book: Zirconium in the Nuclear Industry. Proc. 13-th Int. Symposium. Ed. by G.D. Moan and P. Rudling. West Conshohocken, PA: ASTM, 2002. P. 427 447.
- 13. Zuev L.B., Zavodchikov S.Y., Poletika T.M. et al. In book: Zirconium in the Nuclear Industry. Proc. 14-th Int. Symposium. Ed. by P. Rudling and B. Kammenzind. West Conshohocken, PA: ASTM, 2006. P. 264 274.
- Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 327 с.

© 2013 г. *Г.В. Шляхова, С.А. Баранникова, Л.Б. Зуев* Поступила 5 декабря 2012 г.

УДК 669.15.728:539.37

## Б.С. Семухин $^1$ , В.И. Данилов $^1$ , Н.А. Плосков $^1$ , Г.В. Шляхова $^{1,2}$

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)
<sup>2</sup> Северский технологический институт НИЯУ «МИФИ»

# ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЭВОЛЮЦИЯ БЛОЧНОЙ СТРУКТУРЫ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНЕ

Аннотация. Рассмотрен процесс пластического деформирования субмикрокристаллического титана. С помощью методов спекл-фотографии и рентгеновской дифрактометрии изучены распределения локальных деформаций и упругих искажений по рабочей части образцов. Установлено, что на стадии предразрушения в образце формируется очаг локализации деформации, где значения компонент тензора дисторсии максимальны. На границах этого очага упругие искажения достигают максимума, а затем снижаются. В очаге локализации деформации происходит измельчение блоков-кристаллитов.

*Ключевые слова*: субмикрокристаллический титан, локализация деформации, автоволны локализации, упругие искажения, блочная структура.

# THE PLASTIC DEFORMATION LOCALIZATION AND THE BLOCK STRUCTURE EVOLUTION IN SUBMICROCRYSTALLINE TITANIUM

Abstract. The plastic deformation process of submicrocrystalline titanium has been investigated. Using speckle-photography and X-ray diffractometry techniques, the local strain distributions and elastic lattice distortions for the work part of the specimen surface have been examined. It is established that in the sample at the pre-fracture stage a site of localized deformation is formed where the plastic distortion tensor components have maximal values. The elastic lattice distortions occurring on the site boundaries will also achieve maximal values; however, within the site the same values are found to decrease. Moreover, a reduction in the size of blocks occurs within the area of localized plasticity zone.

Keywords: submicrocrystalline titanium, deformation localization, localized deformation autowave, elastic distortions, block structure.

В настоящее время локализация макроскопической пластической деформации при нагружении кристаллических твердых тел является надежно установленным фактом, она развивается в виде автоволн локализованной деформации, причем тип автоволны задается стадийностью деформационной диаграммы материала [1, 2]. В работе [2] Л.Б. Зуев подчеркивает, что автоволна локализованной деформации представляет собой единый процесс, протекающий и в фононной подсистеме, и в подсистеме деформационных дефектов. С этой точки зрения эффективными представляются эксперименты, в которых одновременно анализируются распределения локальных деформаций и локальных упругих искажений, как это выполнено, например, в работе [3].

С другой стороны в ряде работ было указано [4-6], что в нанокристаллических и субмикрокристаллических материалах эволюция картин локализации деформации, подчиняясь общим закономерностям, отличается определенным своеобразием. Например, в таких материалах никогда не наблюдаются фазовые автоволны локализованной деформации, а коллапс автоволн, развивающийся на стадии предразрушения, имеет наиболее отчетливый, ярко выраженный характер и происходит в течение большого промежутка времени. В этих условиях анализ напряженного и деформированного состояний в локальных зонах можно провести более корректно.

В настоящей работе использованы плоские образцы субмикрокристаллического титана ВТ1-0, полученно-

го интенсивной пластической деформацией комбинированным методом аbc-прессования в пресс-форме и прокаткой с последующим дорекристаллизационным отжигом [7]. Структура таких образцов представлена равноосными зернами размерами 0,2 - 0,6 мкм, их объемная доля составляет около 65 %. Остальной объем занимают структурные элементы размерами менее 0,2 мкм. Форма образцов (двойная лопатка с рабочей частью  $40 \times 6 \times 1.5$  мм) определялась видом механического нагружения - одноосное растяжение с постоянной скоростью  $8,33\cdot10^{-5}$  с<sup>-1</sup>. Растяжение образца проводили с одновременной регистрацией полей деформаций методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [1]. Особенность деформационной кривой титана в субмикрокристаллическом состоянии в том, что после достижения максимального напряжения о спад нагрузки происходит очень медленно, и на нисходящей ветви накапливается в 1,5 раза большая деформация, чем на восходящей ветви. При этом стадия предразрушения, которая согласно автоволновой теории пластической деформации [1] соответствует коллапсу автоволны, расположена на кривой нагружения практически полностью после достижения максимального напряжения σ, то есть глобальная и локальная потери устойчивости пластического течения происходят одновременно. Однако и в этом случае деформация происходит в нескольких макроскопических очагах, а видимая шейка разрушения появляется значительно позднее. В настоящем случае нагружение образца было остановлено при интегральной деформации  $\varepsilon_{tot} = 0,064$ , то есть на стадии предразрушения, но до появления шейки.

Продеформированный образец был разгружен и помещен на гониометрический столик рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD6000 горизонтально. Рабочую поверхность образца сканировали рентгеновским пучком диам. 1 мм с шагом 3 мм строго вдоль оси нагружения. Целью сканирования было получение распределения блоков-кристаллитов по размерам и определение локальных взаимных ориентаций блоков. Дифрактометр снабжен изогнутым монохроматором из пиролитического графита, поэтому для решения поставленной задачи можно использовать метод сфокусированных по схеме Ламбо-Васамийе рентгеновских лауэграмм [8]. При наличии монохроматора сканирующий пучок лучей от него фокусируется на малом участке образца. Если на этом участке находится монокристалл с идеальной кристаллической структурой, то возникает один дифракционный максимум (основной рефлекс). Если монокристалл состоит из отдельных кристаллитов-блоков, разделенных малоугловыми границами, таких дифракционных максимумов (субрефлексов) будет несколько. Угловое расстояние между основным рефлексом и субрефлексами определяет не только разориентацию, но и размер блоков. Согласно представлениям Уоррена [9] рассчитать размеры блоков в направлении, перпендикулярном плоскости отражения, по угловым положениям субрефлексов, соответствующим индивидуальным кристаллитам, можно по зависимости

$$D = \frac{0.16\lambda}{\Delta\sin\theta},\tag{1}$$

где D – размер блоков;  $\lambda$  – длина волны рентгеновского излучения;  $\Delta \sin \theta$  – разность синусов углов дифракции основного рефлекса и субрефлекса от кристаллита.

Следовательно, чтобы получить распределение блоков-кристаллитов по размерам, необходимо в каждой точке сканирования определить угловые положения и основного рефлекса, и каждого из субрефлексов. Угловое разрешение метода определяется рядом факторов: во-первых, качеством сфокусированного пучка рентгеновских лучей, то есть типом источника и качеством монохроматора; во-вторых, углом отражения; в-третьих, собственно величиной разориентации блоков. Нужно, чтобы профиль основного рефлекса возможно более точно описывался Лауэ-функцией. Поэтому в условиях обычных рентгеновских лабораторий, когда недоступно синхротронное излучение, для сканирования узким пучком применяют  $K_a$ -излучение, но анализируют дальние линии, на которых хорошо разрешен дублет  $K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}$ . В настоящей работе анализировали

Как и следовало ожидать, согласно правилу соответствия [1, 2] в образце сформировалась высокоамплитудная зона локальной деформации, где компоненты

тензора дисторсии  $(\beta_{ii})$  принимают наибольшие значения 1. Распределения макроскопических локальных удлинений  $\varepsilon_{yy}$  и локальных поворотов  $\omega_{z}$  на рабочей поверхности образца субмикрокристаллического титана для указанного выше значения интегральной деформации 0,064 представлены на рис. 1. Зона локализации деформации наблюдается в интервале 20 мм < x < 35 мм. Это место образования будущей шейки разрушения, куда стягивается автоволна локализованной деформации. На микро- и мезоскопическом уровнях в этой зоне происходит сосредоточение деформационных дефектов. Поведение дислокационной субструктуры и микротекстуры в таком очаге локализации описано, например, в работе [10]. В исследовании [5] показано, что на мезоуровне деформация субмикрокристаллического титана развивается путем формирования мезополос-складок. Причем распределение и размеры складок коррелируют с распределениями очагов локализации деформации на макроскопическом уровне. В зоне формирования шейки не только повышена плотность складок, не только больше их размеры, но и изменяется ориентация складок относительно оси приложения

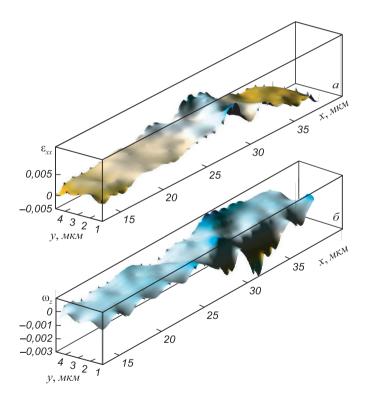


Рис. 1. Распределения локальных удлинений  $\varepsilon_{xx}(a)$  и локальных поворотов  $\omega_{z}(\delta)$  в деформированном образце субмикрокристаллического титана

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Тензор дисторсии  $\beta_{ij} = \epsilon_{ij} + \omega$ , где  $\omega$  – несимметричная часть тензора (пластический поворот). Для плоского случая  $\epsilon_{ij} = \begin{vmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{xy} \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_{yy} \end{vmatrix}$ ,  $\omega = \omega_z$ . Рассчитываются: локальное удлинение как  $\epsilon_{xx} = \frac{\partial U}{\partial x}$ , поворот как  $\omega_z = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial V}{\partial x} - \frac{\partial U}{\partial y} \right)$ , где U и V – компоненты абсолютных перемещений по осям x и y соответственно.

нагрузки. Если в остальной части образца они расположены вдоль направлений максимальных сдвиговых напряжений по критерию Мизеса, то в зоне будущей шейки они параллельны оси растяжения. Все это предполагает, что упругие искажения кристаллической решетки тоже должны быть распределены по рабочему полю образца неоднородно.

При сканировании рабочей поверхности образца рентгеновским пучком в каждой точке по угловым положениям субрефлексов определяли величину разориентировок  $\theta$  блоков, а затем по формуле (1) рассчитывали размеры блоков, соответствующие каждому субрефлексу. В результате для каждой точки сканирования получается набор разориентировок и набор значений размеров блоков. По этим данным строили гистограммы размеров блоков и гистограммы величин разориентировок. Аппроксимация гистограмм функцией Гаусса позволяет получить среднее значение размеров и среднюю разориентировку блоков в соответствующей точке. Между этими параметрами существует линейная корреляция (рис. 2). Следовательно, чем крупнее блоки, тем больше их разориентация относительно друг друга, тем больше упругие искажения кристаллической решетки в границах блоков. Как утверждают авторы работы [11], эти искажения являются наиболее эффективными источниками локальных напряжений.

Установлено, что и развороты блоков, и их средние размеры в разных точках образца имеют существенно разные значения. На границе высокоамплитудной зоны локализации ( $x=20\,\mathrm{mm}$ ) и разориентировки блоков  $\theta$  (рис. 3, a), и их размеры D (рис.  $3, \delta$ ) достигают максимальных значений, а затем в самой зоне уменьшаются. Измельчение блоков в зоне локализации пластической деформации представляется вполне естественным, а максимум разориентировок на границе этой зоны свидетельствует о высоких локальных напряжениях. Ранее такое предположение о локализации напряжений именно на границах деформационных очагов высказывалось в работе [1].

**Выводы.** Исследование развития деформационного процесса в субмикрокристаллическом титане позволило установить, что после достижения наивысшего напряжения на падающем участке деформационной кривой в образце формируется зона локализации, в

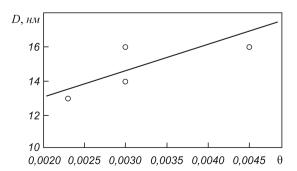


Рис. 2. Линейная корреляция разориентировок блоков и их размеров

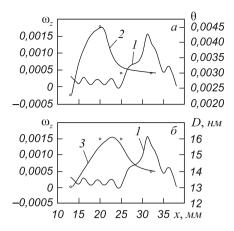


Рис. 3. Взаимосвязь разориентировок блоков (2), их размеров (3) и распределения локальных поворотов (1)

которой все компоненты тензора дисторсии принимают максимальные значения. В дальнейшем эта зона оформляется в шейку разрушения, где и происходит разрыв. В ней сосредотачиваются характерные для субмикрокристаллических материалов мезодефектыскладки. В деформированном образце были получены распределения упругих искажений — разориентировок блоков-кристаллитов и размеров этих блоков путем сканирования рабочей поверхности монохроматизированным рентгеновским пучком. Использованы представления Уоррена. Обнаружено, что на границе зоны локализации макродеформации упругие искажения достигают максимальных значений, а внутри зоны происходит измельчение блоков.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.
- Зуев Л.Б. // Металлофиз. новейшие технологии. 2012. Т. 34.
   № 2. С. 221 238.
- 3. Семухин Б.С., Плосков Н.А., Данилов В.И., Коростелева Е.Н. // Изв. вузов. Физика. 2012. Т. 55. № 5/2. С. 294 299.
- Данилов В.И., Зуев Л.Б., Летахова Е.В. и др. // ПМТФ. 2006. Т. 47. № 2. С. 176 – 184.
- Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шляхова Г.В., Орлова Д.В. // Изв. вуз. Физика. 2009. Т. 52. № 9/2. С. 48 – 55.
- Шляхова Г.В., Ерошенко А.Ю., Данилов В.И. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 9. С. 24 – 28.
- Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. // Перспективные материалы. 2009. Спец. вып. № 7. С. 107 – 112.
- Lambot H., Vassamillet L., Dejace J. // Acta Met. 1953.
   Vol. 1. P. 711 719.
- Warren B.E., Bodenstein P. // Acta Cryst. 1966. Vol. 20.
   №. 3. P. 602 604.
- Полетика Т.М., Пшеничников А.П., Гирсова С.Л. // ЖТФ, 2011. Т. 81. Вып. 11. С. 82 – 88.
- Конева Н.А., Тришкина Л.И., Жданов А.Н. и др. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 3. С. 93 – 101.

© 2013 г. *Б.С. Семухин, В.И. Данилов, Н.А. Плосков, Г.В. Шляхова* Поступила 13 декабря 2012 г.

## СОДЕРЖАНИЕ

#### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Ноздрин И.В., Руднева В.В., Галевский Г.В. Исследование изме-	
нения химического состава борида хрома при рафинирова-	
нии, хранении и нагревании на воздухе	3
Калугина О.Б., Кинзин Д.И., Моллер А.Б. Повышение энергоэф-	
фективности процесса сортовой прокатки путем оптимиза-	
ции формы калибров	. 10
Ри Э.Х., Ри Хосен, Ермаков М.А., Князев Г.А., Ри В.Э. Измене-	
ние эвтектичности серого чугуна при воздействии облучения	
расплава наносекундными электромагнитными импульсами	. 12
Селянин И.Ф., Деев В.Б., Приходько О.Г., Куценко А.А., Дег-	
тярь В.А. Физико-механическая интерпретация отдельных	
членов уравнения Навье-Стокса, применяемого для решения	
металлургических и литейных задач	. 16
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Анализ термодинамических свойств	
жидких металлических сплавов в регулярном приближении	. 19
Корнеева А.А., Корнет М.Е. Непараметрическое моделирование	
конвертерной плавки	. 24
РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ	
В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	
Зоря В.Н., Волынкина Е.П., Протопопов Е.В. Оценка металлур-	
гической ценности конвертерного шлака	. 29
WANTED WEDLING & MEETING AND	
ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	
Быстров В.А. Условия эксплуатации и высокотемпературного из-	
носа засыпного устройства доменной печи	. 35
Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Баженов И.А., Витушкин А.В.	
Расчет производительности дробилки с поступательным дви-	
жением щеки	. 40

## ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Важенцева Н.В., Зеркаль С.М. Математическое моделирование в задачах промышленной томографической диагностики в	
условиях неполноты проекционных данных	43
краткие сообщения	
<b>Харитонов В.А., Ямтеева Э.Р.</b> Расчет параметров преформации на основе моделирования в программном комплексе DEFORM 3D	47
<b>Пилюгин Е.И., Семакова В.Б.</b> Возможности применения в агломерационной шихте добавок калиброванного возврата	48
Тематическая подборка статей «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ» (продолжение, начало в №№ 4, 6, 8 – 2013 г.)	
Меденцов В.Э., Столяров В.В. Упрочнение сплава ВТ6 методом	
электропластической прокатки	50
Сурикова Н.С., Корзникова Е.А. Механизмы структурной фраг-	
ментации в монокристаллах TiNi(Fe, Mo) при интенсивной пластической деформации	54
Фролов А.В. Оптимизация механических свойств сталей и спла-	
вов наноструктурированием их дефектной структуры на гра-	
нице фазовых предпревращений с использованием метода	
акустической эмиссии	59
Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. Исследование нано-	
структурых элементов кабеля технических сверхпроводни-	
ков Nb – Ti	64
Семухин Б.С., Данилов В.И., Плосков Н.А., Шляхова Г.В. Ло- кализация пластической деформации и эволюция блочной	
кализация пластической деформации и эволюция олочной структуры в субмикрокристаллическом титане	68
orpykryph b cyclinkpokphorushin leekoli inituile	00

#### CONTENS

#### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Nozdrin I.V., Rudneva V.V., Galevsky G.V. Investigation of the change of chemical composition of chromium boride by the refining, storage and heating in the air
Kalugina O.B., Kinzin D.I., Moller A.B. Increasing energy efficiency
of the process of flat-and-edge rolling by means of optimization of the shape of roll-pass
Ri Hosen, Ri E.H., Ermakov M.A., Knyazev G.A., Ri V.E. Changing
of the eutectic of gray cast iron when irradiating of the melt by
nanosecond electromagnetic impulses
Selyanin I.F., Deev V.B., Prikhodko O.G., Kucenko A.A., Degtar V.A. Physical-mechanical interpretation of the individual terms of the Navier-Stokes equation applied to solve metallurgical and foundry problems
Berdnikov V.I., Gudim Y.A. The analysis of thermodynamic properties
of molten metal alloys in regular approximation
Korneeva A.A., Kornet M.E. Nonparametric modeling of oxygen- converter steelmaking
FERROUS METALLURGY RATIONAL NATURE MANAGEMENT
Zorya V.N., Volynkina E.P., Protopopov E.V. The evaluation of metallurgical value of converter slag
ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY
Bystrov V.A. Operating conditions and high-temperature wear of charging device of blast furnace
J

#### INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY

Vazhentseva N.V., Zerkal S.M. Mathematical modeling in industrial tomographic diagnosis with incomplete projection data	43
BRIEF COMMUNICATIONS	
Kharitonov V.A., Yamteeva E.R. The calculation of the preformation parameters on the basis of modeling in the software complex DEFORM 3D	
Topical collection of articles «NANOSTRUCTURED MATERIAL SCIENCE» (continuation, beginning in the journals $N_2$ 4, 6, 8 – 2013)	
Medentsov V.E., Stolyarov V.V. Hardening of alloy VT6 by electro-	50
Surikova N.S., Korznikova E.A. Mechanisms of structural fragmentation in single TiNi(Fe, Mo) crystals under severe plastic deformation	
Frolov A.V. Optimization of mechanical characteristics of steel and alloys by nanostructurization of their defect structure at the border of phase pretransformation with the use of acoustic emission method	
Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Zuev L.B. The study of nano- structural elements of superconductive cable Nb – Ti	64
in submicrocrystalline titanium	68

Подписано в печать 28.10.2013. Формат 60×90  $^1/_8$ . Бум. Офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4040.