МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕН ЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ 2013

Издается с января 1958 г. ежемесячно

МОСКВА • МИСИС • 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» **Β.Ε. ΓΡΟΜΟΒ** 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 Ε.Β. ΠΡΟΤΟΠΟΠΟΒ 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 Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

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 УДК 669.168:536.777

Е.Н. Акимов, А.В. Сенин, В.Е. Рощин

Южно-Уральский государственный университет

РАСЧЕТ АКТИВНОСТЕЙ КОМПОНЕНТОВ СИСТЕМЫ AL2O3 – CAO

Аннотация. При использовании алюминия в качестве восстановителя при производстве низкоуглеродистого феррохрома формируется шлак системы Al₂O₃ – CaO. В ходе выполнения термодинамического моделирования системы Al₂O₃ – CaO с помощью программного комплекса TERRA были рассчитаны составы оксидного расплава в приближении модели ассоциированных растворов. Систематизированы и откорректированы термохимические данные для ассоциатов системы Al₂O₃ – CaO. Показано соответствие расчетных и экспериментальных результатов по термодинамическим активностям индивидуальных оксидов Al₂O₃ и CaO.

Ключевые слова: алюминий, феррохром, шлак, термодинамическое моделирование, активность, система Al₂O₃ - CaO.

PACTIVITY CALCULATION OF Al2O3 SYSTEM COMPONENTS

Abstract. The slag of $Al_2O_3 - CaO$ system is formed during production of low-carbon ferrochrome where aluminum is used as a reducing agent. During the thermodynamic modeling of $Al_2O_3 - CaO$ system, complex structures of oxide melts were calculated with the programming software TERRA in approach of the associated solution model. The thermochemical data for associate system of $Al_2O_3 - CaO$ is systematized and modified. Compliance of calculated and experimental results of thermodynamic activities of individual oxides Al_2O_3 and CaO are shown.

Keywords: aluminium, ferrochrome, slag, thermodynamic modeling, activitie, Al₂O₃ - CaO system.

При использовании алюминия в качестве восстановителя при производстве низкоуглеродистого феррохрома формируется шлак системы Mg – Al – Si – Ca – Cr – Fe – О состава 13,71 – 14,98 % MgO; 11,7 – 19,35 % Al₂O₃; 15,28 – 19,08 % SiO₂; 37,01 – 41,59 % CaO; 9,2 – 15,84 % Cr₂O₃; 1,08 – 2,87 % FeO [1].

В отличие от шлаковой системы при плавке по классической технологии, где основная часть – это соединения системы $CaO - SiO_2$, при использовании алюминия в качестве восстановителя образуются еще и соединения системы $Al_2O_3 - CaO$.

Целью настоящей работы является расчет активности компонентов расплава системы $Al_2O_3 - CaO$ в приближении теории ассоциированных растворов. Для достижения этой цели необходимо откорректировать и согласовать термохимические данные для возможных ассоциатов в исследуемом жидком растворе $Al_2O_3 - CaO$.

Термодинамический анализ проводили с использованием методологии полного термодинамического моделирования [2] и программного комплекса «TERRA». В качестве составляющих жидкого раствора системы выбрали ассоциаты Al_2O_3 , CaO, Ca Al_4O_7 , Ca Al_2O_4 , Ca $_3Al_2O_6$, Ca $_2Al_2O_5$, Ca $_4Al_2O_7$, состав которых аналогичен оксидам системы $Al_2O_3 - CaO$.

Первичные данные о термохимических характеристиках соединений были заимствованы из справочников [3, 4], согласованы между собой и откорректированы в соответствии с методикой линейной аппроксимации термодинамических данных [5], с диаграммами состояния и экспериментальными данными об активности индивидуальных оксидов в системе Al₂O₃ – CaO. В таблице приведены коэффициенты полинома, описывающего температурную зависимость приведенного термодинамического потенциала:

$$-\frac{G^{\circ}(T) - H^{\circ}(0)}{T} = f_1 + f_2 \ln X + f_3 X^{-2} + f_4 X^{-1} + f_5 X + f_6 X^2 + f_7 X^3,$$

где G – энергия Гиббса; T – температура, К; $f_1, ..., f_7$ – численные коэффициенты; $X = T \cdot 10^{-4}$, К.

Методика моделирования состава и термодинамических свойств жидких оксидных растворов системы $Al_2O_3 - CaO$ состоит в следующем. В качестве исходных параметров для полного термодинамического моделирования задаются переменный брутто-состав системы по Al_2O_3 и CaO, изменяемый от нуля до 100 % (по массе), общее давление 1 атм (0,1 МПа) и фиксированная температура. Далее программа методом итерационных расчетов определяет те вещества и их количество, которые обеспечивают максимальное значение энтропии в преобразованной системе [2]. Полученный состав является равновесным.

Первичные результаты моделирования приведены на рис. 1 в виде изменения состава ассоциированного раствора в зависимости от исходного брутто-состава системы Al₂O₃ – CaO.

В средней области составов (20 - 80 % (мол.) СаО) индивидуальные оксиды Al_2O_3 и СаО находятся в основном в ассоциированном виде. Последовательность чередования ассоциатов и их концентрации при изменении брутто-состава системы соответству-

Оксид	Δ <i>T</i> , K	f_1	f_2	f_3	f_4	f_5
CaO	298 - 1673	38,817	12,3945	-0,0011204	0,28590	2,918
CaO	1673 - 6000	46,634	20,0770	_	1,01810	_
	298 - 500	268,332	97,0564	-0,0131804	2,94981	195,150
41.0	500 - 1200	330,766	122,6796	0,0251050	4,30674	34,409
Al_2O_3	1200 - 1673	303,959	107,5720	—	2,77270	82,854
	1673 - 6000	415,726	162,9013	—	0,02220	—
CallO	298 - 2058	824,018	276,5206	-0,0372380	10,84121	114,644
CaAl ₄ O ₇	2058 - 6000	1025,406	321,8335	—	-11,0592	—
CaALO	298 - 1872	466,595	150,6240	-0,0166504	5,71686	124,685
CaAl ₂ O ₄	1872 - 6000	620,814	196,5227	—	-4,47610	—
Co 41 O	298 - 1808	197,498	62,2801	-0,0060004	2,27931	22,902
$Ca_3AI_2O_6$	1808 - 6000	241,484	70,0002	-	-2,57100	_
C_{2} A1 O	298 - 1800	644,830	192,0001	5,7001500	0,12700	-2777,500
$Ca_2AI_2O_5$	1800 - 6000	585,755	200,0002	15,887300	0,12500	_
Ca 41.0	298 - 1800	1035,230	310,0001	0,0372654	6,83275	114,702
$Ca_4AI_2O_7$	1800 - 6000	789,450	312,9870	0,1000760	6,91020	—

Коэффициенты полинома компонентов

ет чередованию соединений на диаграмме состояния $Al_2O_3 - CaO$.

В соответствии с моделью ассоциированных растворов термодинамическая активность составляющего компонента раствора равна его мольной доле. При сопоставлении результатов расчета с экспериментальными данными делается допущение, что термодинамическая активность оксида в растворе определяется концентрацией свободного индивидуального (не входящего в состав ассоциатов) оксида, т.е. оксид в ассоциате считается химически неактивным.

На рис. 2 сопоставлены экспериментальные данные [5] с результатами моделирования, выполненными



Рис. 1. Состав ассоциированного раствора в системе $Al_2O_3 - CaO$ при T = 1823 К

ния активности *а* индивидуальных оксидов Al₂O₃ и CaO были пересчитаны от стандартного состояния чистого жидкого компонента к стандартному состоянию насыщенного раствора по данному компоненту при 1823 К. Из приведенных на рис. 2 данных следует, что в рам-

в настоящей работе. Предварительно расчетные значе-

ках принятой модели и термодинамических характеристик соединений ассоциированного раствора расчетные результаты по термодинамическим активностям оксидов Al₂O₃ и CaO удовлетворительно совпадают с экспериментальными данными, особенно в области составов $x_{CaO} = 0,57 - 0,72$, соответствующих металлургическим шлакам. Полученные данные могут быть использованы



Рис. 2. Сопоставление экспериментальных и расчетных значений активности оксидов Al₂O₃ и CaO в жидких растворах системы Al₂O₃ – CaO (*T* = 1823 K, стандартное состояние – насыщенный по оксиду раствор. Линии – данные разных авторов [5], точки – расчет)

для анализа и моделирования процессов производства низкоуглеродистого феррохрома с использованием комплексного (алюминий и кремний) восстановителя.

Выводы. Систематизированы и откорректированы термохимические данные для ассоциатов Al_2O_3 , CaO, Ca Al_4O_7 , Ca Al_2O_4 , Ca $_3Al_2O_6$, Ca $_2Al_2O_5$, Ca $_4Al_2O_7$. Рассчитаны составы оксидного расплава $Al_2O_3 - CaO$ в приближении модели ассоциированных растворов. Показано соответствие расчетных и экспериментальных результатов по термодинамическим активностям индивидуальных оксидов Al_2O_3 и CaO. Сделано заключение о применимости модели ассоциированных растворов и термохимических характеристик ассоциатов в системе $Al_2O_3 - CaO$ для моделирования химических равновесий в металлургических системах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Воронов Ю.И., Карноухов В.Н., Акимов Е.Н. // Электрометаллургия. 2011. № 1. С. 4 – 6.
- Ватолин Н.А. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах. – М.: Металлургия, 1994. – 352 с.
- Моисеев Г.К. Температурные зависимости приведенной энергии Гиббса некоторых неорганических веществ (альтернативный банк данных АСТРА. OWN). – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. – 230 с.
- **4.** В ерятин У.Д. Термодинамические свойства неорганических веществ. М.: Атомиздат, 1965. 460 с.
- 5. Куликов И.С. Атлас шлаков. М.: Металлургия, 1985, 208 с.

© 2013 г. Е.Н. Акимов, А.В. Сенин, В.Е. Рощин Поступила 2 июля 2012 г.

УДК 669.046: 662.778

Э.К. Якубайлик¹, В.И. Килин², М.В. Чижик³, И.М. Ганженко², С.В. Килин⁴

¹ Институт физики СО РАН (г. Красноярск)
² ОАО «Евразруда» (г. Новокузнецк)
³ ОАО «Красцветмет» (г. Красноярск)
⁴ ЗАО «Полюс» (г. Красноярск)

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ НАМАГНИЧИВАНИЯ И РАЗМАГНИЧИВАНИЯ СИЛЬНОМАГНИТНЫХ РУД МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ФОТОГРАФИИ

Аннотация. Содержатся результаты изучения процессов намагничивания (флокуляции) и размагничивания (дефлокуляции) продуктов Абагурской обогатительно-агломерационной фабрики методом цифровой фотографии. Наблюдались как «наведенная» внешним полем флокуляция, так и «собственная» за счет остаточной намагниченности; процесс размагничивания за счет собственной флокуляции. Интервал постоянных полей намагничивания от 24 до 200 кА/м. Напряженность переменного поля в процессе дефлокуляции от 6 до 40 кА/м, пробы намагничивались при 48 кА/м. Формы флокул, образующихся в магнитном поле и за счет остаточной намагниченности, различны. Существенных отличий во флокуляции и дефлокуляции разных абагурских продуктов не обнаружено. Поля напряженностью 40 кА/м можно считать оптимальными как для намагничивания, так и для размагничивания продуктов. Такие параметры поля (постоянного и переменного) технически достижимы на фабрике.

Ключевые слова: намагничивание, размагничивание, флокуляция, дефлокуляция, магнитное поле.

STUDY OF STRONG-MAGNETIC ORES MAGNETIZATION AND DEMAGNETIZATION PROCESSES BY THE METHOD OF DIGITAL PHOTOGRAPHY

Abstract. Processes of magnetization (flocculation) and demagnetization (deflocculation) of products of Abagurskaya concentrating-sintering factory were investigated by digital photo technique. Both induced by the 'external' field flocculation and 'own' flocculation due to the remanent magnetization were observed as well as demagnetization process of 'own' flocculation. Interval of constant fields of magnetization is from 24 to 200 kA / m. The flocculi forms formed in the magnetic field due to remanent magnetization are different. No significant differences in flocculation and deflocculation of various factory's products were found. The fields of 40 kA intensity might be considered optimal for magnetization and demagnetization of products. Such fields (constant and alternating) are technically possible at the factory.

Keywords: magnetization, demagnetization, flocculation, deflocculation, magnetic field.

Эффективность магнитной сепарации во многом определяется величинами основных магнитных характеристик исходной руды (намагниченности насыщения σ_s , остаточной намагниченности σ_r , коэрцитивной силы H_c), а также крупностью ее частиц. Магнитные параметры зависят от взаимодействия (флокуляции) час-

тиц в магнитном поле и от остаточной намагниченности с образованием агрегатов – флокул из этих частиц.

Магнитная флокуляция всегда сопровождает обогащение тонкоизмельченных сильномагнитных материалов. В процессах магнитной сепарации за счет флокуляции повышаются производительность сепараторов и извлечение магнитного концентрата. При дешламации и сгущении в магнитном поле также растут производительность и селективность аппаратов. В то же время флокуляция оказывает отрицательное влияние при классификации магнитных продуктов, препятствуя разделению частиц по крупности.

Негативное воздействие флокуляции тонкоизмельченного материала может быть преодолено обратным процессом – дефлокуляцией – размагничиванием материала в переменном магнитном поле, разрушающем флокулы.

Таким образом, с помощью флокуляции и дефлокуляции соответственно в намагничивающих и размагничивающих аппаратах можно управлять структурным состоянием пульп при мокрой магнитной сепарации.

Предварительное намагничивание и размагничивание продуктов в технологических процессах широко применяется в магнитном обогащении уже не менее полувека. Практика показала, что в зависимости от магнитных характеристик исходной руды процессы флокуляции и дефлокуляции реализуются в разных по величине полях.

В последнее десятилетие актуальность этой тематики, особенно дефлокуляции, возросла в связи с внедрением в схемы магнитного обогащения операций тонкого грохочения. Отсюда очевидна необходимость современного оперативного метода контроля процессов и оценки величин магнитных полей подмагничивания и размагничивания продуктов обогащения. Искомым методом может быть цифровая фотография.

Образцы и методика наблюдений

На Абагурской обогатительной фабрике ОАО «Евразруда» были отобраны для исследований четыре продукта по технологической схеме обогащения: концентрат первой стадии мокрой магнитной сепарации (MMC); слив шаровой мельницы второй стадии измельчения; слив и пески гидроциклона второй стадии. Совместно с техническим отделом фабрики для опытов были определены три класса частиц, близких по крупности и количеству к их распределению в продуктах по технологической схеме: частицы классов –1,00 +0,28 мм, –0,28 +0,07 мм и менее 0,07 мм. На частицах этих трех размеров выполнен химический анализ, определены основные магнитные параметры.

В таблице содержатся результаты химического анализа и данные магнитных характеристик двух «определяющих» (из четырех продуктов) проб: концентрата первой стадии и слива гидроциклона.

Процессы магнитной флокуляции и дефлокуляции пульпы традиционно (по литературным данным) исследуются методом осаждения ее в стеклянном цилиндре с последующим разделением пульпы на слив и пески [1] методом достаточно трудоемким, кропотливым и занимающем немало времени.

В настоящей работе для изучения этих процессов применена цифровая фотография. Изображение фиксировалось камерой на «карту памяти», а затем через адаптер переносилось в компьютер и там обрабатывалось в программе Adobe Photoshop CS2. Съемка велась камерой Canon PowerShot S2 IS в рабочем режиме «Макро».

Использование цифровой фотографии известно в работах по пенной флотации [2].

Наблюдалась как «наведенная» внешним полем флокуляция, так и «собственная» – за счет остаточной намагниченности. Основной объем опытов выполнен на материале крупностью –0,07 +0 мм.

Намагничивание материалов проб осуществлялось двумя типами постоянных магнитов – пластинами из феррита бария (размером $64 \times 84 \times 14$ мм) со средним (с учетом неоднородности) значением напряженности магнитного поля H = 48 кА/м и из неодимжелезобора (размером $41 \times 41 \times 10$ мм) с H = 200 кА/м. Деревянный экран диам. 1 см, помещенный перед магнитом, позволял уменьшать напряженность магнитного поля примерно в два раза – до 24 и 80 кА/м. Таким образом, интервал напряженности магнитных полей, в которых последовательно наблюдалась наведенная, а затем собственная флокуляция, составлял от 24 до 200 кА/м. Величина напряженности магнитного поля измерялась тесламетром.

Схема опытов такова. Сначала снимался исходный материал крупностью -0,07 +0 мм и массой 0,5 г, по-

Προδο	Vacco Mar	Содержа	ание, %	Магнитные характеристики			
проба	Класс, мм	Fe _{общ}	Fe _{маг}	$σ_s, A \cdot m^2/kr$	$σ_r$, A·m ² /kΓ	<i>H</i> _c , кА/м	
	-1,0+0,28	43,10	39,38	48,0	2,7	3,61	
Концентрат ММС	-0,28+0,07	52,36	49,92	58,6	4,2	4,26	
	-0,07+0	57,72	55,35	63,1	6,5	5,28	
	- 1,0+0,28	33,72	29,42	34,6	2,6	4,98	
Слив гидроциклона	- 0,28+0,07	48,62	45,70	55,8	4,2	4,69	
	-0,07+0	55,85	53,62	64,3	7,0	5,31	

Результаты химического анализа и магнитных измерений концентрата ММС и слива гидроциклона

мещенный в чашку Петри в соотношении Т:Ж \approx 1:3. Затем последовательно наблюдалась флокуляция в поле напряженностью $H \approx 24$ кА/м (через экран) и $H \approx 48$ кА/м (на пластине феррита бария под чашкой Петри). В каждом случае измерялась сначала наведенная (под действием поля) флокуляция, а затем – собственная флокуляция; в завершении серии на каждом продукте – опыты в полях $H \approx 80$ кА/м (через экран) и $H \approx 200$ кА/м (на пластине из неодимжелезобора).

Процесс флокуляции материала проб

Обширная информация по предварительной магнитной обработке руд различных месторождений собрана в монографии [3], а также в более ранних работах [1, 4]. Теоретическим вопросам, моделированию процессов флокулообразования посвящены разделы монографии [5].

Величина образующихся при наведенной флокуляции магнитных агрегатов, в первую очередь, зависит от напряженности магнитного поля, размера частиц, их концентрации в пульпе и времени намагничивания.

Собственная флокуляция в значительной мере определяется двумя магнитными параметрами материала: коэрцитивной силой и остаточной намагниченностью.

По литературным данным процессу флокуляции в большей степени подвержены магнитомягкие руды.

Для руд с $H_c \leq 4$ кА/м степень флокуляции достигает 90 % в полях с напряженностью 24 кА/м; для руд с $H_c \leq 8$ кА/м необходимо использовать поля с напряженностью 40 кА/м.

Предложена приближенная формула для расчета поля предельного намагничивания $H_{\rm n}$ руд в зависимости от величины коэрцитивной силы [1]:

$$H_{\rm m} = 23 \sqrt[3]{H_{\rm c}}.$$
 (1)

Из нескольких сотен снимков собраны четыре «сводных» рисунка, где отображены основные результаты исследований. На рис. 1 представлены исходная проба концентрата и его флокуляция (собственная), а также флокуляция слива гидроциклона (наведенная и собственная).

Обращают внимание разные формы флокул, создающиеся в поле и на основе остаточной намагниченности. В поле формируются объемные, в форме конуса плотные образования, направленные по полю. Флокулы за счет остаточной намагниченности представляют собой вытянутые пряди (распавшиеся «наведенные» флокулы) длиной 1,0 – 1,5 см и сечением до 1 мм; в полях с напряженностью 80 кА/м и выше их диаметр составляет 2 – 3 мм.

Следует отметить, что на пробах слива гидроциклона массивные наведенные флокулы образуются в поле напряженностью 48 кА/м, а не в поле напряженностью



Рис.1. Флокуляция продуктов обогащения: *a* – исходная проба концентрата; *б* – собственная флокуляция концентрата, *H* = 24 кА/м; *в* и *г* – наведенная и собственная флокуляция слива гидроциклона, *H* = 48 кА/м

24 кА/м как на частицах концентрата. Других отличий поведения частиц слива гидроциклона от поведения частиц концентрата визуально не обнаружено. Учитывая это, в настоящей работе не приведены снимки флокуляции материала слива шаровой мельницы и песков гидроциклона.

Отсутствие существенных различий в характере флокуляции разных продуктов обогащения можно объяснить близостью их магнитных характеристик. Так, например, для класса –0,07 +0 мм намагниченность насыщения составляет от 62,0 до 67,5 $A \cdot m^2/kr$, остаточная намагниченность продуктов – в пределах от 6,5 до 7,2 $A \cdot m^2/kr$, коэрцитивная сила – от 5,28 до 5,6 кА/м.

Оценка поля предельного намагничивания по формуле (1) при усредненной величине коэрцитивной силы $H_c = 5,6$ кА/м дает $H_n = 41,1$ кА/м. В эксперименте наблюдали флокуляцию уже в поле с напряженностью 24 кА/м.

Зависимость флокуляции от крупности частиц фиксировалась на трех основных классах: -1,00 +0,28 мм, -0,28 +0,07 мм и -0,07 + 0 мм; класс -0,07 +0 мм описан выше. Флокулы концентрата как наведенные, так и собственные, образовавшиеся из частиц крупностью -0,28 +0,07 и -1,00 +0,28 мм, приведены на рис. 2.

Сравнение снимков с процессом флокуляции частиц разной крупности выявило следующее: с ростом крупности частиц флокуляция проявляется слабее, процессы сдвигаются в поля с более высокой напряженностью, что характерно как для наведенной, так и для собственной флокуляции; массивные наведенные флокулы образуются только в полях с высокой напряженностью, а собственные флокулы уменьшаются до 0,5 – 1,0 см; так, в частицах крупностью от –1,00 до 0,28 мм видны отдельные, несфлокулированные (немагнитные) частицы, не реагирующие на магнитное поле.

Отметим, что на обратную зависимость длины флокул от размера частиц, «сдвиг» максимальной длины флокул в более сильное намагничивающее поле с ростом крупности частиц обратил внимание Л.А. Ломовцев и др. в 1979 г [3].

«Ослабление» флокуляции с ростом размера частиц связано со снижением содержания в них железа, а также одновременным уменьшением величин магнитных характеристик. Разница в содержании железа в частицах классов –1,00 +0,28 и –0,07 +0 мм на материале слива гидроциклона составляет примерно 22 %, на частицах концентрата – около 15 %, а остаточная намагниченность меньше в два раза.

Процесс дефлокуляции материала продуктов обогащения

Размагничивание магнитных продуктов на разных стадиях технологии представляет более сложную тех-



Рис. 2. Флокуляция частиц разной крупности: *а* и δ – концентрат класса –0,28 + 0,07 мм с наведенной и собственной (H = 24 кА/м) флокуляцией; *в* и *г* – концентрат класса –1,00 + 0,28 мм с наведенной и собственной флокуляцией (H = 48 кА/м)

ническую задачу, чем намагничивание. Установлено, что максимальная напряженность магнитного поля, при которой необходимо начинать размагничивание (H_p) , должна быть не меньше напряженности поля H_1 , при которой индукция в образце (по основной кривой намагничивания) равна остаточной индукции, т.е. $H_p \ge H_1$. Опыты показали, что предельная магнитная дефлокуляция возможна при условии снижения остаточной намагниченности до нуля.

В работе [3] приведены две зависимости для определения максимальной напряженности размагничивающих полей тонкоизмельченных железных руд:

$$H_{\rm p} = 28\sqrt[3]{H_{\rm c}} \tag{2}$$

и более общая

$$H_{\rm pmax} = \frac{H_s}{\sqrt{3}}.$$
 (3)

Согласно многочисленным теоретическим и экспериментальным исследованиям, основными факторами при размагничивании являются: максимальная напряженность переменного размагничивающего поля, частота изменения поля, а также время размагничивания.

Эксперименты на рудах разного типа показали, что магнитомягкие руды полностью размагничиваются в пе-

ременных полях с напряженностью около 32 – 40 кА/м, для руд с высокой магнитной жесткостью требуются переменные поля с напряженностью 80 кА/м.

Примером эффективности операции размагничивания материала являются результаты испытаний на Абагурской аглофабрике высокочастотного грохота корпорации «Деррик» на концентрате первой стадии ММС в схемах без размагничивающего аппарата и с размагничивающей катушкой; размер частиц разделения 0,15 мм. Данные любезно предоставлены специалистами технического отдела обогатительной фабрики.

Использование в технологической схеме размагничивающего аппарата позволило увеличить выход подрешетного продукта на 17 % (с 34 до 51 %). Извлечение класса –0,07 +0 мм в подрешетный продукт выросло на 28,9 % (с 60,7 до 89,6 %), а эффективность грохочения – на 19,7 % (с 44,2 до 63,9 %). В итоге содержание железа в концентрате второй стадии ММС повысилось на 2,09 % (до 60,3 %), а выход – на 0,9 % (до 62,76 %).

В опытах настоящей работы фиксировался процесс размагничивания собственной флокуляции. Съемка процесса размагничивания непосредственно в переменном поле невозможна из-за возникающей вибрации катушки, поэтому съемку вели спустя 2 – 3 с после размагничивания. Пробы намагничивались полем с напряженностью *H*=48 кA/м, напряженность размагничивающего поля составляла примерно от 6 до 40 кA/м.



Рис. 3. Дефлокуляция продуктов: *a* – исходная проба концентрата класса –0,07 + 0 мм, собственная флокуляция (*H* = 48 кA/м); *б* и *в* – размагничивание в переменном поле с *H* = 5,6 кA/м и *H* = 24 кA/м

На рис. 3 представлены снимки дефлокуляции концентрата крупностью –0,07 +0 мм. Фотографии свидетельствуют о том, что распад флокул, отделение частиц из флокулы начинается в поле с напряженностью, равной коэрцитивной силе; в поле с более высокой напряженностью процесс ускоряется. Дефлокуляция «усиливается» с увеличением времени нахождения частиц в переменном магнитном поле.

Разницы в процессе дефлокуляции абагурских продуктов не обнаружено, переменного поля с напряженностью примерно 40 кА/м достаточно для размагничивания всех продуктов, что, как отмечено выше, является следствием близости величин их магнитных характеристик.

Описанная выше дефлокуляция наблюдалась на материале крупностью –0,07 +0 мм. С целью выяснения зависимости процесса размагничивания от крупности частиц опыты были проведены на классах –0,28 +0,07 и –1,00 +0,28 мм материала слива гидроциклона. Результаты размагничивания этих частиц в переменных полях с напряженностью от 5,6 до 40 кА/м приведены на рис. 4.

Съемка показала, что в слабом поле с коэрцитивной силой H_c крупные частицы не движутся, процесс разрушения флокул наступает в более сильных переменных полях с напряженностью от 24 до 40 кА/м.

Неподвижными остаются слабомагнитные и нерудные частицы.

В целом наблюдается процесс, аналогичный процессу при увеличении крупности частиц (флокуляции). Его также можно объяснить снижением содержания железа и магнитных параметров в крупных частицах.

Формула (2) максимального переменного поля размагничивания класса -0,07 + 0 мм дает величину напряженности $H_p = 50,4$ кА/м при усредненной коэрцитивной силе продуктов 5,6 кА/м, что достаточно хорошо совпадает с экспериментальным полем напряженностью примерно 40 кА/м.

Выводы. Показана возможность изучения процессов намагничивания и размагничивания продуктов магнитного обогащения методом цифровой фотографии. Цифровая технология позволяет наблюдать и фиксировать процессы как образования флокул в постоянных магнитных полях, так и их разрушения в переменных полях; фотограмметрирование значительно сокращает время получения результата. Формы «наведенных» и «собственных» флокул различны. Существенных отличий во флокуляции и дефлокуляции разных продуктов не обнаружено. С увеличением размера частиц проб флокуляция и дефлокуляция проявляются слабее, что обусловлено заметным снижением содержания в них железа и параметров магнитных величин; процессы



Рис. 4. Дефлокуляция частиц разной крупности: *a* – исходные флокулы слива гидроциклона класса –1,00 + 0,28 мм, собственная флокуляция (*H* = 48 кА/м); *б* – размагничивание в переменном поле частиц класса –1,00 +0,28 мм (*H* = 5,6 кА/м); *в* и *г* – размагничивание в переменном поле частиц классов –0,28 +0,07 и –1,00 +0,28 мм (*H* = 40 кА/м)

«сдвигаются» в поля более высокой напряженности. В переменных магнитных полях с напряженностью примерно 40 кА/м материал представляет собой отдельные разрозненные частицы. Такие поля можно считать оптимальными как для намагничивания, так и для размагничивания проб. Таким образом, параметры магнитных полей для флокуляции и дефлокуляции материала продуктов обогащения технически достижимы на обогатительной фабрике.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Волгай В.Ф., Кармазин В.И., Юров П.П. // Обогащение полезных ископаемых. Научно-технический сборник. – Киев: Техника, 1968. Вып. 3. С. 19 – 25.

УДК 669.18.14.018.294.2

- Мелик-Гайказян В.И., Емельянова Н.П., Драганов А.В. и др. В кн.: Сб. материалов V Конгресса обогатителей стран СНГ; Т. III. М., Альтекс, 23 25 марта 2005 г., М.: МИСиС, 2005. С. 299 301.
- Ломовцев Л.А., Нестерова Н.А., Дробченко Л.А. Магнитное обогащние сильномагнитных руд. – М.: Недра, 1979. – 235 с.
- Кармазин В.В., Кармазин В.И., Бинкевич В.А. Магнитная регенерация и сепарация при обогащении руд и углей. – М.: Недра, 1968. – 199 с.
- Кармазин В.В., Кармазин В.И. Магнитные, электрические и специальные методы обогащения полезных ископаемых. Т. 1. – М.: Изд-во МГГУ, 2005. – 670 с.

© 2013 г. Э.К. Якубайлик, В.И. Килин, М.В. Чижик, И.М. Ганженко, С.В. Килин Поступила 13 июля 2012 г.

А.Б. Юрьев¹, Н.А. Козырев², Д.В. Бойков², С.В. Фейлер², Т.П. Захарова²

¹ Сибирский государственный индустриальный университет ² ОАО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ВЛИЯНИЕ ОКИСЛЕННОСТИ РАСПЛАВА НА КАЧЕСТВО РЕЛЬСОВОЙ ЭЛЕКТРОСТАЛИ

- Аннотация. Представлено описание технологии производства вакуумированной рельсовой стали с выпуском металла из печи при содержании углерода не менее 0,10 % и присадкой на выпуске в ковш углеродсодержащего материала. Внедрение технологии обеспечило существенное снижение содержания кислорода и загрязненности стали строчками хрупкоразрушенных оксидов, что позволило освоить выпуск рельсовой продукции высшей категории качества.
- *Ключевые слова*: рельсовая сталь, окисленность металла, неметаллические включения, вакуумирование, углерод, кислород, качество, металлопрокат.

IMPACT ON QUALITY OXIDIZED MELTS RAIL ELECTRIC STEEL

Abstract. The article describes the technology of vacuum degassed rail steel with the release of the furnace with a carbon content of at least 0.10 % and an additive in the production of carbonaceous material in the bucket. The introduction of technology has provided a significant reduction in oxygen levels and pollution have become lines brittle failure oxides, which will develop the production of rail products of the highest quality.

Keywords: rail steel, oxidized metals, nonmetallic inclusions, vacuum, carbon, oxygen, quality building products.

Отсутствие в технологической схеме производства металла современных агрегатов внепечной обработки стали создает значительные особенности и осложняет получение стабильных показателей качества металло-продукции. На этапе производства невакуумированной рельсовой стали в условиях ОАО «ЕВРАЗ – объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» были введены ограничения по массовой доле углерода в металле: при расплавлении не менее 0,70 %, перед выпуском полупродукта из печи не менее 0,60 % и в ковшевой пробе на агрегате ковш – печь не менее 0,50 % [1]. Такие ограничения обусловлены решением задач внепечной обработки, в том числе, успешной дегазации, гомогенизации стали по температуре и химическому составу и удалению неметаллических включений. Как известно, они связаны

с необходимостью окисления определенного количества углерода. Необходимое количество окислившегося углерода для успешной дегазации рассчитывали с использованием уравнения Геллера [2], определяющее количество газа для продувки металла вычисляли по зависимости

$$S_{p} = \frac{224}{M_{c}k_{c}^{2}P\left(\frac{1}{C_{1}} - \frac{1}{C_{0}} + C_{1} - C_{0}\right)},$$
(1)

где S_p – количество газа для продувки, м³/т; M_c – молярная масса удаляемого газа; k_c – константа равновесия реакции растворения газа; P – давление газа над расплавом, атм; C_0 и C_1 – начальное и конечное содержание удаляемого газа, %.

В частности, для удаления из расплава водорода (снижения его содержания с 0,0009 до 0,0002 %), принимаем рекомендуемую константу $\lg k_{\rm H} = -(1900/T) - 1,577$ [2]. При 1600 °C $k_{\rm H} = 0,0025$, получаем:

$$S_p = \frac{224}{2 \cdot 0,0025^2 \cdot 1 \left(\frac{1}{0,0009} - \frac{1}{0,0002} + 0,0009 - 0,0002\right)} = 2,64 \text{ m}^3/\text{T}.$$

Для удаления из расплавленной стали азота (снижения содержания с 0,015 до 0,005 %) принимаем рекомендуемую константу $\lg k_N = -(188/T) - 1,25$. При 1600 °C $k_N = 0,044$, получаем:

$$S_p = \frac{224}{28 \cdot 0,044^2 \cdot 1 \left(\frac{1}{0,015} - \frac{1}{0,005} + 0,015 - 0,005\right)} =$$

= 1,99 m³/T.

Например, при реализации барботажа монооксидом углерода (если принять, что окисление углерода протекает по реакции [C] + [O] \rightarrow {CO}, а при окислении 1 моля (0,012 кг) углерода выделяется 22,4 · 10⁻³ м³ оксида углерода CO) для выплавки стали в печи емкостью 100 т для удаления водорода необходимо окислить 264 000 · 0,012/22,4 = 141,4 кг (или 0,141 %) углерода, а для удаления азота необходимо окислить 199 000 · 0,012/22,4 = 106,607 кг (или 0,106 %) углерода.

В таких условиях рациональным является обеспечение содержания углерода в пробе металла при расплавлении на 0,10 % выше верхнего предела его содержания в готовой стали, а содержание углерода при расплавлении для рельсовой стали должно быть не менее 0,92 %. Требуемое содержание углерода может быть обеспечено присадкой чугуна или кокса. При этом низкая плотность кокса не всегда позволяет получить требуемое содержание углерода при расплавлении.

Как известно [3], содержание углерода в стали по ходу окислительного периода определяет окисленность стали. Поэтому в соответствии с технологической инструкцией запрещается снижать содержание углерода менее 0,60 % с целью исключения получения высокого содержания кислорода в стали. Изучение особенностей влияния концентрации углерода [C] по ходу



Рис. 1. Влияние концентрации углерода по ходу окислительного периода на содержание кислорода

окислительного периода при выплавке рельсовой стали НЭ76Ф на содержание кислорода [O] подтвердило известную зависимость [2] (рис. 1).

Если учесть, что раскисление стали углеродом описывается уравнением [C] + [O] = {CO}, а константа реакции $k = \frac{P_{CO}}{a_C a_O} = \frac{P_{CO}}{[C] f_C [O] f_O}$, тогда [O] = $\frac{P_{CO}}{k[C] f_C f_O}$. Используя рекомендуемые термодинамические данные [2] для этой реакции, получим при 1600 °C

$$\lg k = -\frac{\Delta G}{2,3RT} - \frac{-22\,400 - 39,7 \cdot 1873}{2,3 \cdot 8314 \cdot 1873} = 27\,015, \ k = 502,9.$$

Принимая $\lg f_{\rm C} = 0,14[{\rm C}]$ и $\lg f_{\rm O} = -0,45[{\rm C}]$, найдем равновесную концентрацию кислорода при содержании углерода в металле 0,7 %:

$$[O] = \frac{1}{502, 9 \cdot 0, 7 \cdot 1, 253 \cdot 0, 484} = 0,00468 \%.$$

Тогда при концентрации углерода 0,6 % содержание кислорода в металле будет составлять 0,00508 %, а при концентрации углерода 0,5 % – 0,00568 %. Таким образом, фактически концентрация кислорода в стали по ходу окислительного периода значительно выше значений, равновесных с концентрацией углерода.

Однако введение указанных выше ограничений влечет за собой увеличение продолжительности плавки, расхода электроэнергии и не исключает переназначения запланированной марки стали из-за несоответствия содержания углерода требованиям нормативной документации.

При использовании современных средств внепечной обработки стали (агрегата ковш – печь и ковшевого вакуумирования) возможно обеспечение технологии с выпуском металла из печи с пониженным содержанием углерода. При этом принципиальным вопросом является обеспечение оптимальных значений содержания углерода, ниже уровня которого не могут быть обеспечены требуемые эксплуатационные механические свойства железнодорожных рельсов.

Выполненные металлографические исследования показывают, что содержание кислорода в металле влияет на изменение длины *l* строчки неметаллических включений (рис. 2).



Рис. 2. Изменение длины строчки неметаллических включений от содержания кислорода

Определено, что при содержании кислорода в готовых рельсах менее 25 ррт встречаются в основном строчки хрупкоразрушенных алюминатов кальция (CaO·Al₂O₂). Максимальная длина включений при таком содержании кислорода не превышает 10 мкм, а уровень загрязненности стали алюминатами кальния оненивается в среднем баллом не более 1 по шкале ГОСТ 1778-70. Несмотря на исключение из технологии раскисления материалов, содержащих алюминий, частицы Al₂O₂ в строчках неметаллических включений присутствуют в связи с применением ферросплавов, содержащих более 1 % алюминия. С повышением содержания кислорода до 40 ррт заметно изменяется характер и количество неметаллических включений. Количество хрупкоразрушенных оксидных включений уменьшается, возрастает доля деформируемых силикатов (FeO·SiO₂). В составе силикатных включений встречаются алюминий и кальций. Силикатные включения наблюдаются на шлифах в виде тонких равномерно распределенных строчек темно-серого цвета длиной от 0,12 до 0,30 мм. При более высоком содержании кислорода неметаллические включения представлены в основном силикатами длиной от 0,25 до 0,53 мм. Степень загрязненности стали такими включениями в среднем соответствует баллу 2. Считается, что мелкие пластичные силикаты по сравнению с хрупкоразрушенными оксидными включениями в меньшей степени влияют на стойкость рельсов при эксплуатации, и в связи с этим оксиды алюминия, заключенные в пластичную силикатную оболочку, вероятно, будут являться наиболее безопасным видом включений. Независимо от содержания кислорода наряду с эндогенными включениями в рельсовой стали могут встречаться единичные включения экзогенного характера. Длина таких включений достигает 1,5 мм. Такие включения имеют многофазный состав и являются в основном частицами шлака и огнеупоров или шлакообразующей смеси, подаваемой в кристаллизатор машины непрерывного литья заготовок.

В зависимости от состава многофазные шлаковые включения проявляют неодинаковую деформируемость при прокатке. Одни включения, в состав которых входят оксиды марганца, кремния, алюминия, кальция, серы ([Mn] > [Si] > [Al] > [Ca] > [S]), пластически деформируются при прокатке, образуя грубые строчки с острыми или расщепленными концами. Включения, состоящие из оксидов кальция, кремния, марганца, алюминия, титана, магния, калия, серы ([Ca] > [Si] > > [Mn] > [Al] > [Ti] > [Mg] > [K] > [S]), не деформируются и образуют волнистую строчку. Дальнейшие исследования показали, что достижение цели снижения содержания кислорода в стали приводит к заметному уменьшению количества деформируемых силикатных включений и увеличению доли хрупкоразрушенных сложных оксидов.

Как показали полигонные испытания опытных партий рельсов на экспериментальном кольце ВНИИЖТ,

эксплуатационная стойкость рельсов, отличающихся повышенной долей силикатов, оказалась выше по сравнению со стойкостью рельсов из вакуумированной стали, отличающихся существенно меньшим количеством силикатов и большим количеством алюминатов кальция [4]. Это свидетельствует о том, что эксплуатационная стойкость рельсов определяется не только содержанием кислорода в стали, а предопределена типом неметаллических включений. Данный тезис подтверждается рекомендациями ВНИИЖТ и ИМЕТ РАН им. Байкова, в которых говорится, что для исключения хрупкоразрушенных оксидных включений, представляющих наибольшую опасность с точки зрения образования контактно-усталостных дефектов в процессе эксплуатации рельсов, содержание кислорода не должно превышать 10 ррт.

Для подтверждения этого предположения были проведены эксперименты с получением полупродукта для производства рельсовой стали марок Э76Ф (категория Т1 по ГОСТ Р 51685) и НЭ76Ф (низкотемпературной надежности по ТУ 0921-118-01124328 – 2001) без регламентации содержания углерода в металле по расплавлении. Как установлено, при раскислении металла в процессе выпуска из печи силикомарганцем и при науглероживании коксовой мелочью (с влажностью до 2 %) с последующей добавкой углеродсодержащего материала на агрегате ковш – печь при суммарной массе науглероживателя более 600 кг содержание водорода превышает 4,0 ppm при требовании до 2,0 ppm.

Разработанная технология обработки рельсовой стали на вакууматоре [5] позволила снизить содержание водорода в сталях Э76Ф и НЭ76Ф после обработки в течение 19 – 20 мин до уровня 0,9 – 1,2 ppm. При этом появилась практическая возможность оптимизации технологии в части регламентируемых значений массовой доли углерода перед выпуском металла из дуговой сталеплавильной печи. Первоначально проведенные опыты по выплавке полупродукта для производства рельсовой стали с пониженным до 0,30 % содержанием углерода перед выпуском плавки из печи показали, что химической состав опытного металла, загрязненность неметаллическими включениями и механические свойства рельсов в нетермообработанном и термообработанном состояниях находятся на уровне текущего производства и обеспечивают требования стандартов (ГОСТ Р 51685, ТУ 0921-118-01124328 - 2003). Указанная технология внедрена в производство в 2010 г. Содержание кислорода в сталях Э76Ф и НЭ76Ф составляло в среднем 18,9 и 15,4 ррт соответственно, длина строчки хрупкоразрушенных оксидных включений при выплавке стали по указанной технологии составила 0,070 и 0,050 мм соответственно (табл. 1 и 2).

Полученные результаты позволили сделать вывод о возможности снижения содержания кислорода за счет связывания активного кислорода углеродом науглерожи-

Таблица 1

Париал	Содержание элемента, % (по массе)								О,	H,			
период	С	Mn	Si	V	Р	S	Al	Cr	Ni	Cu	N	ppm	ppm
			F	ІЭ76Ф п	10 TY 09	21-118-0	1124328	- 2003					
2010 г.	0,76	0,88	0,31	0,07	0,014	0,008	0,003	0,08	0,07	0,12	0,014	15,3	0,89
2011 г.	0,76	0,89	0,31	0,07	0,013	0,007	0,002	0,08	0,08	0,13	0,014	14,1	1,08
2012 г. (I – IV)	0,78	0,91	0,32	0,07	0,013	0,007	0,003	0,09	0,08	0,13	0,012	14,3	1,10
Э76Ф (категория Т1) ГОСТ Р51685 – 2000													
2010 г.	0,76	0,88	0,31	0,04	0,014	0,008	0,003	0,08	0,07	0,12	H.o.	18,9	0,92
2011 г.	0,76	0,88	0,31	0,04	0,015	0,007	0,002	0,09	0,08	0,13	H.o.	16,8	1,14
2012 г. (I – IV)	0,77	0,89	0,31	0,04	0,014	0,007	0,002	0,08	0,08	0,13	H.o.	14,8	1,18
			Э	76Ф (ка	гегория	В) ГОС	T P5168	5 - 2000					
2011 г. (IX – XII)	0,79	0,92	0,33	0,07	0,013	0,008	0,002	0,08	0,08	0,12	0,011	14,3	1,18
2012 г. (I – III)	0,79	0,93	0,32	0,07	0,013	0,007	0,002	0,08	0,08	0,13	0,01	13,7	1,13
Примечани	1 e. H.o.	– не опр	еделяет	ся.				-	-			-	

Химический состав рельсовой стали (среднее содержание элементов)

Таблица 2

Механические характеристики и загрязненность металлопроката рельсовой стали неметаллическими включениями (средние значения)

	Значе зателей, упрочне	ения пон для нето нных ре	ка- ермо- ельсов	талли- крупко- ы), мм	Значения показателей для объемнозакаленных рельсов											
Периол	ОГИ- BЫX MM	6		ений (з оксид	ений () оксид гиба іспы-					нию	1), Дж/	0	4			
период	Величина пр ба при копро испытаниях,	σ _в , H/mm ²	δ, %	Длина строче ческих включ разрушенные	Величина про при копровых 1 таниях, ми	σ_{ocr} , mm	поверхности катания	10 мм	22 MM	шейки	подошвы	KCU _{+20°C} (T KCU _{-60°C} (H3) cm ²	σ _в , H/mm ²	σ _τ , Η/мм ²	δ, %	Ψ, %
НЭ76Ф по ТУ 0921-118-01124328 – 2003																
2010 г.	24	1119	10,2	0,050	21,9	1,6	375	371	351	361	371	32,0	1263	911	12,8	40,3
2011 г.	24	1120	10,3	0,017	22,0	1,6	380	376	355	366	374	32,7	1257	907	13,2	40,6
2012 г. (I – IV)	24	1130	9,9	0,008	22	1,6	381	377	356	367	373	32,0	1271	910	12,8	39,4
				Э76Ф (категори	ая Т1) ГОС	CT P5	1685 -	- 2000						
2010 г.	24	1077	10,2	0,070	9,4	1,6	374	371	351	360	372	38,8	1257	905	12,3	37,3
2011 г.	25	1082	10,6	0,018	9,6	1,7	379	374	354	364	374	39,8	1251	902	12,4	36,1
				Э76Ф	(категор	ия В) ГОС	T P51	685 -	2000						
2012 г. (I – IV)	25	1088	10,6	0,015	9,6	1,6	378	374	354	364	371	37,5	1272	919	12,6	35,7
2011 г. (IX – XII)	25	1132	9,2	0,003	11,0	1,6	388	384	362	374	382	42,8	1308	934	12,8	39,4
2012 г. (I – IV)	25	1139	10,3	0,010	10,8	1,5	385	381	361	371	377	41,0	1303	932	12,9	39,1
Примеча	ание. Н	еметалл	пическ	ие включ	ения гли	нозем	и и глин	юзем,	, сцем	ентир	ованн	ный силин	атами,	не оби	наруже	ны.

вателя (коксовой мелочи) в процессе выпуска металла из дуговой сталеплавильной печи с образованием газовой фазы. С этой целью в электросталеплавильном цехе были проведены опытные плавки рельсовой стали марок Э76Ф и НЭ76Ф с содержанием углерода в полупродукте не менее 0,10 % и обязательной присадкой в ковш в начале выпуска просушенной коксовой мелочи. Присадку коксовой мелочи производили при помощи конвейера. Основные технико-экономические показатели опытных плавок представлены в табл. 3.

Приведенные данные показывают, что основные технико-экономические показатели (расход электроэнергии и длительность плавки) при использовании опытной технологии улучшаются. Качественные характеристики металлопроката представлены в табл. 1. Показатели качества отвечают требованиям стандартов

Таблица З

Технико-экономические показатели опытных плавок и плавок сравнения

	Значение показателя			
Показатель	для плавки			
	опытной	сравнения		
Продолжительность плавки от				
выпуска до выпуска за вычетом	61,0	61,7		
простоев, мин				
Продолжительность плавки «под	15.1	17.1		
током», мин	45,4	47,4		
Удельный расход электроэнергии,	432	433		
квт-час/т жидкой стали				
Удельный расход твердого чугуна, кг/т жидкой стали	350	348		
Удельный расход кислорода, м ³ /т жидкой стали	40,32	33,51		
Расход извести, кг/т жидкой стали	51,04	49,17		

(ГОСТ Р 51685, ТУ 0921-118-01124328 – 2003): загрязненность неметаллическими включениями ниже, а механические свойства рельсового проката как в состоянии прокатки, так и после проведения термической обработки выше уровня текущего производства. Содержание кислорода составило в среднем 15,6 ррт и отвечает требованиям для рельсового металла высшей категории качества (категории «В»). Данная технология позволила освоить выпуск рельсовой стали для производства рельсов высшей категории качества.

Таким образом, разработана защищенная патентами [6, 7] технология производства вакуумируемой рельсовой стали с выпуском металла из печи с пониженным (не менее 0,10 %) содержанием углерода. Такая технология обеспечивает низкий уровень содержания кислорода и отсутствие флокенов в готовых рельсах, снижает загрязненность стали по строчкам хрупкоразрушенных оксидов и повышает ударную вязкость.

Выводы. Разработана технология производства вакуумированной рельсовой стали с выпуском металла из печи при содержании углерода не менее 0,10 % и присадкой на выпуске в ковш углеродсодержащего материала. Внедрение технологии обеспечило существенное снижение содержания кислорода и загрязненности стали строчками хрупкоразрушенных оксидов, что позволило освоить выпуск рельсовой продукции высшей категории качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Железнодорожные рельсы из электростали / Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Дементьев – Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфкомбинат, 2006. – 388 с.
- Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1987. – 255 с.
- Кудрин В.А. Теория и технология производства стали. М.: «Мир», ООО «Издательство АСТ», 2003. – 528 с.
- Козырев Н.А., Бойков Д.В. // Электрометаллургия. 2012. № 1. С. 30 – 33.
- 5. Юрьев А.Б., Годик Л.А., Козырев Н.А. и др. // Сталь. 2009. № 2. С. 30, 31.
- Пат. 2415180 РФ. Способ производства рельсовой стали / И.В. Александров, Н.А. Козырев, Е.П. Кузнецов и др., ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат». Заявл. 25.11.2009. Опубл. 27.03.2011.
- Пат. 2425154 РФ. Способ рафинирования рельсовой стали в печь-ковше / Г.В. Мохов, И.В. Александров, Н.А. Козырев и др., ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат». Заявл. 25.01.2010. Опубл. 27.07.2011.

© 2013 г. А.Б. Юрьев, Н.А. Козырев, Д.В. Бойков, С.В. Фейлер, Т.П. Захарова Поступила 29 января 2013 г. УДК 621.77

М.В. Ерпалов, Д.Ш. Нухов, А.А. Богатов

Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (г. Екатеринбург)

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФОРМЫ УТЯЖИНЫ НА ЗАДНЕМ КОНЦЕ ЗАГОТОВКИ ПРИ ПРОШИВКЕ

Аннотация. В связи с использованием непрерывнолитой заготовки в линии трубопрокатного агрегата целесообразно осуществлять обжатие заготовки перед прошивкой, добиваясь повышения качества структуры и технологических свойств стали. Для этой цели на TПА-80 ОАО «Синарский трубный завод» был установлен трехвалковый стан винтовой прокатки для обжатия заготовок. При освоении нового технологического процесса была выявлена проблема возрастания брака труб по вмятинам, причиной появления которых является образование утяжины на заднем конце заготовки при обжатии и последующем образовании полуколец при прошивке, их отрывом и попаданием в очаг деформации. Рассмотрены причины образования вмятин на трубах при прокатке. Приведены результаты математического моделирования процесса прошивки заготовок на прошивном стане винтовой прокатки, дана рекомендация по снижению образования поверхностных дефектов на трубах при прокатке на TПА-80 с обжимным станом.

Ключевые слова: заготовка, прошивка, трубопрокатный агрегат, очаг деформации.

THEORETICAL STUDY OF SHAPE CHANGES OF THE SINK MARK ON THE BACK END OF THE MATERIAL BLANK DURING BROACHING

Abstract. In connection with the use of an uninterruptedly-casted blank in the line of a pipe-rolling plant it is appropriate to carry out blank cobbing before broaching achieving increase of the structure quality and technological properties of steel. For this goal on the TPA-80 LLC Sinarskiy Trubniy Zavod a three-high unit of screw rolling for blank cobbing was installed. In a new technological process there was a problem of defects increase due to compression marks caused by formation of a the sink mark on the back end of the material blank during cobbing and subsequent formation of semirings during broaching, their detachment to the deformation zone. The causes of sink marks formation on the pipes and rolling are investigated. The results of mathematical simulation of the process of blanks broaching on the piercing mill of screw rolling are given, recommendation for reduction of surface defects formation on the pipes during rolling on TPA-80 with cogging mill is provided.

Keywords: blank, during broaching, pipe-rolling plant, deformation zone.

Одной из актуальных проблем производства горячедеформированных труб является применение непрерывнолитой заготовки. На трубопрокатном агрегате ТПА-80 ОАО «Синарский трубный завод» (СинТЗ) с этой целью установлена трехвалковая обжимная клеть. После применения операции обжатия непрерывнолитых заготовок с диам. 150 (156) мм на круг 120 мм производительность трубопрокатного агрегата возросла на 15 %, а себестоимость труб снизилась на 10 %¹. Однако при освоении обжимного стана на ТПА-80 увеличился брак по вмятинам на поверхности готовых труб (рис. 1). Причиной появления этих дефектов является образование vтяжин (рис. 2, a) на заднем конце заготовки при обжатии и разрушение металла в виде полуколец при прошивке (рис. 2, б). Частицы металла, попадая на поверхность труб, оставляют следы в виде недопустимых дефектов.

По результатам физического и математического моделирования на СинТЗ был сделан вывод о том, что на глубину утяжины в наибольшей степени оказывает влияние форма конца заготовки. Прокатка заготовки с профилированным задним концом обеспечила уменьшение глубины утяжины на 62 %. Для профилирования конца заготовки перед обжимным станом был разработан новый способ резки (см. сноску). Освоение нового метода способствовало уменьшению брака труб по вмятинам. Однако отсутствие результатов исследования формоиз-



Рис. 1. Вмятина на поверхности готовой трубы



Рис. 2. Образование утяжины на заготовке (*a*) и полукольца на гильзе (б)

¹Овчиников Д.В., Богатов А.А., Ерпалов М.В. // Черные металлы. 2012. № 3. С. 18 – 21.

менения профилированного конца заготовки при прошивке затрудняет определение оптимальных режимов новой технологии.

В настоящей работе были поставлены задачи исследования и изменения формы утяжины на заднем конце заготовки при прошивке, а также математического моделирования с применением метода конечных элементов при использовании программного комплекса DEFORM-3D v10.0. Геометрические модели валков, линеек и оправки были созданы с помощью программы SolidWorks. Заготовка, проводки и толкатель были построены средствами самой программы DEFORM-3D. Позиционирование валков производилось в зависимости от углов подачи $\beta = 12^{\circ}$ и раскатки $\delta = 8^{\circ}$. Сведение валков обеспечило получение диаметра заготовки 120 мм на выходе из прошивного стана. Температуры нагрева заготовок принята равной 1180 °C, инструмента – 150 °C, окружающей среды (воздуха) – 20 °C. Граничные условия для температурной задачи сформулированы как граничные условия третьего рода: тепловой поток равен $q = \alpha_i \Delta \theta$, где $\alpha_i - коэффициент$ теплоотдачи, Вт/(м·К); Δθ – разность температур, °С. Для воздуха и валков коэффициент теплоотдачи был принят соответственно равными 0,02 и 5 Bт/(м·К). На поверхностях контакта заготовки с инструментом кроме условий теплопроводности был принят закон трения по Зибелю: $\tau = \psi \tau_{a}$, где τ – напряжение трения, МПа; ψ – показатель трения; т. – сопротивление деформации материала на сдвиг. Показатель трения между валком и заготовкой следует принять равным $\psi = 1$, между оправкой и заготовкой – $\psi = 0,2$, между линейкой и заготовкой – $\psi = 0,4$. Для обеспечения достоверности расчетных данных число конечных элементов для заготовки диам. 120 мм и длиной 700 мм следует принять 200 000. По рекомендациям разработчиков DEFORM-3D размер элемента должен быть не более 2,5 мм. В этом случае геометрические параметры очага деформации соответствуют реальным.

Исследование было направлено на определение влияния формы заднего конца заготовки при прошивке. Исследовались заготовки с глубина утяжины: $l_{\rm vr1}$ = 30 мм, $l_{\rm vr2}$ = 16 мм, $l_{\rm vr3}$ = 0 мм (заготовка с прямым концом) и $l_{yt4}^{yt3} = -25$ мм (заготовка с профилированным концом). Единственным варьируемым параметром в исследованиях являлась относительная глубина утяжины заднего конца заготовки, отнесенная к диаметру заготовки: $l'_{yT} = l_{yT}/d_3$. В качестве постоянных параметров приняты следующие величины: диаметр заготовки $d_{\alpha} = 120$ мм, углы подачи $\beta = 12^{\circ}$ и раскатки $\delta = 8^{\circ}$, число оборотов валков *n* = 100 об/мин и настройка инструмента прошивного стана. Решение задачи не позволило обнаружить в процессе прошивки образование полуколец в том виде, как оно происходит в действительности. Однако решение задач методом конечных элементов позволило выявить образование так называемых «пятаков» (рис. 3, *a*) и «кольцевых отслоений» (рис. 3, б) на концах заготовок. Для оценки результатов



Рис. З. Характерные размеры пятаков (а) и кольцевых отслоений (б)

технических мероприятий с целью уменьшения образования полуколец можно ограничиться рассмотрением образования кольцевых отслоений. Введем следующие обозначения концевой части гильзы: $b_{\rm max}$ и $h_{\rm max}$ – ширина и высота пятака; $l_{\rm max}$ – длина кольцевого отслоения.

Результаты расчета относительных значений длины кольцевого отслоения $l_{\rm max}/d_3$, ширины $b_{\rm max}/d_3$ и высоты $h_{\rm max}/d_3$ пятака приведены в таблице, по данным которой был построен график (рис. 4) зависимости относительной длины кольцевых отслоений $l_{\rm max}/d_3$ от относительной глубины утяжины заднего конца заготовки $l_{\rm yr}/d_3$ перед прошивкой. Согласно графику, наименьшие значение относительной длины кольцевого отслоения $l_{\rm max}/d_3$ соответствует заготовке с профилированным

Результаты математического моделирования

Геометрический параметр	Значения геометрических параметров в зависимости от исходной глубины утяжины, равной						
	-0,208	0	0,130	0,250			
Длина «кольцевого отслоения» $l'_{max} = l_{max}/d_3$	0,097	0,105	0,109	0,134			
Ширина «пятака» $b'_{\text{max}} = b_{\text{max}} / d_3$	0,199	0,206	0,203	0,208			
Высота «пятака» $h'_{\text{max}} = h_{\text{max}} / d_{3}$	0,192	0,188	0,190	0,219			



Рис. 4. График зависимости относительной длины l'_{\max} кольцевых отслоений от относительной глубины l'_{yr} утяжины заднего конца заготовки перед прошивкой

концом $l_{yr}/d_3 = 0,208$. При увеличении глубины утяжины ($l_{yr}/d_3 = 0,130$) больше критической, абсолютная величина которой равна 16 мм, происходит резкое возрастание длины кольцевого отслоения, что говорит о снижении вероятности образования полуколец на гильзах при прошивке.

Выводы. Глубина утяжины на заднем конце заготовки после обжимного стана существенно влияет на образование кольцевых отслоений и на процент брака труб по вмятинам. Установлено два диапазона влияния глубины утяжины $l'_{\rm vr}$ на длину кольцевого отслоения. При $l'_{yT} > 0,130$ резко возрастает величина кольцевого отслоения металла, и как следствие вероятность образование полукольца на гильзе при прошивке. Оптимальная настройка технологического процесса обжатия непрерывнолитой заготовки и профилирование заднего конца заготовки обеспечивают значение $l'_{yT} < 0,130$ и гарантируют уменьшение брака труб по вмятинам.

© 2013 г. М.В. Ерпалов, Д.Ш. Нухов, А.А. Богатов Поступила 13 августа 2012 г.

УДК 669.05

В.А. Коротков

Нижнетагильский технологический институт – филиал Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Аннотация. Исследованы скорость охлаждения и твердость тонких пластин при упрочнении плазменной закалкой, а также ее влияние на износостойкость конструкционной стали.

Ключевые слова: плазменная закалка, конструкционная сталь, тонкая пластина, упрочнение.

STUDY OF PLASMA HARDENING OF STRUCTURAL STEEL

Abstract. Velocity of cooling and hardness of thin plates under strengthening by plasma hard-ening as well as its influence on structural steel strength are investigated.

Keywords: plasma hardening, structural steel, thin plates, strengthening.

Плазменная закалка, известная с 80-х годов прошлого столетия [1-3], в начале двадцать первого века получила усовершенствование. Была разработана установка УДГЗ-200, с помощью которой стало возможно проведение поверхностной плазменной закалки вручную. При помощи закалочной горелки можно добираться до труднодоступных мест и осуществлять закалку. Это расширило применение плазменной закалки и позволило решить важные производственные проблемы на металлургических предприятиях Урала [4, 5]. В настоящей работе продолжено исследование ручной плазменной закалки в отношении ее способности к упрочнению тонких пластин и к увеличению износостойкости конструкционной стали.

Исследование скорости охлаждения

Пластины толщиной от нескольких до десятков миллиметров используются в металлургической промышленности для различного назначения (футеровочные листы бункеров, лицевые планки на прокатных клетях, регулировочные прокладки и пр.). Объемная закалка этих изделий сопровождается деформациями, делающими дальнейшее применение пластин затруднительным или невозможным. Поверхностная закалка плазменной дугой деформирует пластины в меньшей степени, и поэтому она стала находить применение в производстве. Но оставались неизученными следующие вопросы: как воспринимают закалку без сопутствующего охлаждения водой тонкие пластины, и насколько эффективным в этом случае может быть водяное охлаждение.

Закалка выполнялась при силе токе 180 – 200 А установкой УДГЗ-200 [5].

Для экспериментального определения скоростей охлаждения при плазменной закалке использовали термопару хромель-алюмель ТХА (К). Ее сваренный конец плотно закрепляли в отверстиях образца, подлежащего закалке. При этом дугу перемещали по его поверхности над местом закрепления термопары, показания которой снимали прибором ТРМ-200 и через адаптер сети AC 4 передавали на компьютер. Затем при помощи программы Ехсеl строили графики изменения температур в зависимости от времени. Скорость охлаждения является производной величиной от функции изменения температуры во времени. Для ее определения выводили линию тренда в прямо пропорциональной аппроксимации с помещением ее уравнения на графике. Коэффициент *x* при аргументе показывает значение производной, т.е. величину скорости охлаждения.

Измерения микротвердости по методу Виккерса проводили на приборе ПМТ-3М с нагрузкой 5 Н.

Производили закалку образца диам. 60 мм и толщиной 4 мм из стали марки 45 без сопутствующего водяного охлаждения. Выбрали нелегированную сталь, для закалки которой требуется более высокая скоростях охлаждения, чем для легированных сталей. Таким образом, полученные значения твердости можно характеризовать как минимальный уровень упрочнения, достигаемый закалкой с помощью установки УДГЗ-200.

На рис. 1 представлены графики охлаждения пластины в областях перлитного и мартенситного превращений переохлажденного аустенита. На графиках видно, что скорость охлаждения в области перлитного превращения (49,93 °C/c) существенно выше скорости охлаждения в области мартенситного превращения (10,83 °C/c). Первое способствует сохранению переохлажденного аустенита для распада в низкотемпературном интервале с образованием мартенсита, а второе – снижению закалочных напряжений, образующихся в результате увеличения объема при мартенситном превращении. Таким образом, изменение скорости охлаждения в ходе плазменной закалки пластины (быстрое



Рис. 1. Охлаждение пластины в температурном интервале перлитного (*a*) и мартенситного (*б*) превращений аустенита

в перлитной и медленное в мартенситной областях) может расцениваться как благоприятствующее получению закаленной структуры без закалочных трещин.

На рис. 2 представлено распределение микротвердости по глубине закаленного слоя. Видно, что наибольшее упрочнение произошло на глубине до 1 мм. Здесь значения микротвердости находятся в диапазоне HV 350 – 380, который почти вдвое превышает уровень этой величины в исходном состоянии. Полученый результат согласуется со сведениями из работы [6], в которой указано, что при скорости охлаждения 8 °С/с твердость зоны термического влияния сварного соединения из стали марки 45 составляет НВ 375. Таким образом, плазменная закалка без принудительного охлаждения тонкой (4 мм) пластины из стали марки 45 сопровождается неполной закалкой, но полученные значения микротвердости все же позволяют рассматривать ее как средство упрочнения.

Чтобы выявить способность к упрочнению рассматриваемого материала плазменной закалкой установкой УДГЗ-200 в условиях более быстрого охлаждения, увеличили толщину образца до 27 мм и погрузили его в воду на половину высоты. На образце закалили одну за другой, с частичным перекрытием, две полосы. Измерение микротвердости производилось в поперечном сечении по ширине образца на расстоянии 0,1 мм от поверхности (рис. 3).



Рис. 2. Распределение микротвердости (нагрузка 5 H) по толщине закаленной 4-х мм пластины



Рис. 3. Распределение микротвердости (нагрузка 5 H) на глубине 0,1 мм от поверхности (*a*); поперечное сечение образца с двумя полосами закалки плазменной дугой (*б*)

Из приведенного на рис. З графика видно, что в зоне нагрева плазменной дугой микротвердость увеличилась вдвое: с HV 350 – 380 до HV 700 – 800. В месте перекрытия полос (двойной закалки) имеется возрастание микротвердости до HV 800 – 900, а в зоне термического влияния второй полосы на первую – снижение микротвердости до HV 600 – 700 вследствие протекания отпускных процессов.

Исследование износостойкости

Детали из конструкционной стали, как правило, проходят термическое упрочнение в виде закалки со средним или высоким отпуском на твердость HB 250 – 350. Плазменная закалка дает более высокие значения твердости, поэтому представляется целесообразным проследить ее преимущество в износостойкости над закалкой с отпуском.

Испытания на износостойкость проводились на машине трения МИ-1 по схеме диск – колодка без смазки в три этапа по 5 мин с нагрузкой 20 кг при частоте вращения диска 425 об/мин. После каждого этапа выполняли взвешивание и определяли износ образцов. Сочетание сталей и их твердость в образцах взяты такие же, как в эластомерном аппарате АПЭ-95 (шток – корпус), служащем для смягчения соударений при движении вагонов-цистерн по железной дороге. Диск (40×10 мм, сталь марки 30ХГСН2А) и колодка (сталь марки 38ХН3МФА) прошли термическую обработку (объемную закалку с отпуском) на твердость НВ 350. Они составили базовое сочетание пары трения. Во втором сочетании на колодку с твердостью НВ 350 было нанесено фосфатное покрытие «Фоскон-28», а в третьем, помимо нанесения на колодку фосфатного покрытия, диск, вместо объемной термической обработки, прошел поверхностную закалку плазменной дугой на установке УДГЗ-200. Твердость в результате закалки увеличилась до HRC 50. Измерения выполняли ультразвуковым переносным твердомером УЗИТ-3. В каждом сочетании испытывали по три пары образцов. Результаты экспериментов на машине трения приведены ниже:

Этап	1	2	3	
Износ образца, г:				
	0.27(4	0,0364	0,0305	
диск	0,3764	0,0669		
	0.0107	0,0062	0,0027	
колодка	0,0186	0,0	089	

П р и м е ч а н и е. В знаменателе указан суммарный износ этапов 2 и 3.

Анализируя их, можно отметить следующее. В базовом (этап 1) сочетании приработка трущихся поверхностей сопровождается большей потерей массы, чем на последующих этапах. На этапе 2 испытаний износ резко уменьшился: у диска – в 10,3 раза (с 0,3764 до 0,0364 г), у колодки – в 3 раза (с 0,0186 до 0,0062 г). Износ на этапе 3 по сравнению с этапом 2 уменьшился: у диска – примерно на 20 %, у колодки – примерно в 2,3 раза. Это говорит о том, что приработка диска завершилась на этапе 1, а приработка колодки продолжала происходить и на этапе 2. Износ пары трения с фосфатированной колодкой приведен ниже:

Этап	1	2	3	
Износ образца, г:				
	0.0422	0,0370	0,0367	
диск	0,0422	0,0737		
колодка, покрытая	0.0206	0,0079	0,0072	
«Фоскон-28»	0,0296	0,0	151	

П р и м е ч а н и е. В знаменателе указан суммарный износ этапов 2 и 3.

Фосфатное покрытие применяется как облегчающее приработку, что нашло подтверждение в этом эксперименте (см. выше). В результате фосфатирования колодки износ диска на этапе l (приработки) уменьшился почти на порядок – в 8,9 раза (с 0,3764 до 0,0422 г). Но при этом износ колодки с фосфатным покрытием увеличился примерно в 1,6 раза (с 0,0186 до 0,0296 г). На этапах 2 и 3 изнашивание и у диска, и у колодки стабилизировалось: износ первого по сравнению с базовыми вариантами увеличился незначительно – в 1,2 раз, а износ последнего – в 1,7 раза.

Износ пары трения с фосфатированной колодкой и диском с плазменной закалкой представлен ниже:

Этап	1	2	3
Износ образца, г:			
диск, плазменная закалка	0,0330	$\frac{0,0051}{0,0}$	0,0023 074
колодка, покрытие «Фоскон»	0,0238	$\frac{0,0127}{0.0}$	0,0052 179

П р и м е ч а н и е. В знаменателе указан суммарный износ этапов 2 и 3.

Плазменная закалка диска и фосфатирование колодки по сравнению со вторым сочетанием уменьшили износ на этапе *l* (приработки): в 1,3 раза – у диска; и в 1,2 раза – у колодки. Но суммарный износ на этапах *2* и *3* после приработки у диска уменьшился существенно – в 9,6 раза, при незначительном увеличении износа фосфатированной колодки – в 1,2 раза.

В сравнении с базовым вариантом (см. выше) плазменная закалка диска и фосфатирование колодки снизили на этапе *1* (приработки) износ диска в 11,4 раза, при незначительном увеличении износа колодки в 1,3 раза. На следующих за приработкой этапах суммарный износ диска был меньше, чем в базовом варианте, в 9,0 раз, при одновременном увеличении износа колодки в 2,0 раза. Полученные результаты позволяют рекомендовать плазменную закалку и фосфатирование для увеличения износостойкости эластомерного аппарата АПЭ-95.

Выводы. Скорость охлаждения при плазменной закалке тонкой пластины толщиной 4 мм из стали марки 45 составляет 49,93 °С/с (область перлитного превращения) и 10,83 °С/с (область мартенситного превращения), что обеспечивает увеличение твердости до HV 330 - 386. Увеличение скорости охлаждения за счет водяного охлаждения и увеличения толщины образца до 27 мм дало более чем двукратное увеличение твердости – до HV 700 – 800. При этом на месте перекрытия полос (двойной закалки) микротвердость возрастает до HV 800 - 900, а в зоне термического влияния второй на первую полосы – снижается за счет отпускных процессов до HV 600. Испытания на машине трения показало, что фосфатирование колодки снижает износ диска сталь марки 30ХГСН2А при твердости НВ 350 на этапе приработки (в 8,9 раза), увеличивая

УДК 621.778

(в 1,2 раза) его на последующих этапах. Плазменная закалка диска в сочетании с фосфатированием колодки снижает износ диска и в ходе приработки (в 11,4 раза), и на последующих этапах (в 9,0 раз) при относительно небольшом ускорении износа фосфатированной колодки в 1,3 и 2,0 раза соответственно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Линник В.А., Онегина А.К., Андреев А.И. и др. // МиТОМ. 1983. № 4. С. 2-4.
- Лещинский Л.К., Пирч И.И., Самотугин С.С. и др. // Черная металлургия: Бюллетень НТИ. 1988. № 16. С. 2 – 14.
- Коротков В.А., Баскаков Л.В., Толстов И.А., Бердников А.А. // Сварочное производство. 1991. № 3. С. 31 – 33.
- 4. Коротков В.А. // Трение и износ. 2011. № 3. С. 23 29.
- 5. Коротков В.А. // Тяжелое машиностроение. 2012. № 1. С. 2-5.
- Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х т. Т. 1. / Под ред. Н.А. Ольшанского. – М.: Машиностроение, 1978. – 504 с.

© 2013 г. В.А. Коротков Поступила 6 августа 2012 г.

Г.Н. Гурьянов, В.Н. Ярёменко

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

ИЗМЕНЕНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРОВОЛОЧНОЙ ЗАГОТОВКИ ВДОЛЬ РАБОЧЕГО КАНАЛА ВОЛОКИ

Аннотация. Показан характер распределения осевого, радиального напряжений и показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову вдоль длины рабочего конуса и калибрующего пояска волоки при разных значениях коэффициентов внешнего трения, деформационного упрочнения металла и напряжения противонатяжения. Расчет прироста осевого напряжения в пояске выполнен по известной и предложенной формулам.

Ключевые слова: напряженное состояние, деформационное упрочнение металла, волочение проволоки.

CHANGE OF THE STRESSED STATE OF WIRE STOCK ALONG THE WIRE WORKING CHANNEL OF THE DRAWING DIE

Abstract. The distribution character of the axial stress and the value of the stressed state ac-cording to V.L. Kolmagorov along the length of a working cone and the parallel land at different coefficients values of an external friction, metal strain hardening and back pull stress are shown. The calculation of an axial stress in the parallel land is done in accordance with well-known formulas.

Keywords: stressed state, hardening of the metal, wire drawing.

При расчете напряженного состояния в рабочем конусе волоки используется усредненная величина предела текучести как средняя арифметическая его значений на входе $\sigma_{_{T0}}$ и выходе $\sigma_{_{Tk}}$ очага пластической деформации. В этом случае принимается, что обрабатываемый металл проявляет свойства жесткопластического тела с пределом текучести $\sigma_{_{T}} = (\sigma_{_{T0}} + \sigma_{_{Tk}})/2$, а это снижает достоверность определения закономерностей распределения напряжений вдоль очага пластической деформации. Кроме того, при расчете конечного осевого напряжения часто не учитывается его прирост в калибрующем пояске и на осуществление сдвиговой деформации металла на входе и выходе рабочего конуса. Расчет прироста осевого напряжения в пояске выполняется по полуэмпирическим формулам, не учитывающим напряженное состояние металла на входе пояска [1, 2].

Покажем характер изменения осевых, радиальных напряжений и показателя напряженного состояния вдоль длины рабочего конуса и калибрующего пояска при разных значениях основных параметров деформации. При этом выполним расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске по разным формулам без учета и с учетом осевого напряжения на входе пояска.

При холодном волочении просто и с достаточной для практики точностью описывается изменение предела текучести стальной проволоки (σ_{Ti}) с ростом коэффициента вытяжки $\mu = r_0^2 / r_{\kappa}^2$ (рис. 1) степенной зависимостью [3]:

$$\sigma_{\mathrm{T}i} = \sigma_{\mathrm{T}0}\mu^k, \qquad (1)$$

где *k* – коэффициент упрочнения.

При степенной зависимости (1) расчет прироста осевого напряжения в рабочем конусе волоки удобно выполнять по формуле [4, 5]

$$\sigma_{z1} = \frac{\sigma_{\tau 0}}{k} \left(\mu^k - 1 \right) \left(1 + f \operatorname{ctg} \alpha \right), \tag{2}$$

где *f* – коэффициент трения; *α* – угол наклона образующей рабочего конуса к оси волочения.

Выражение (2) позволяет учитывать при расчете напряженного состояния изменение предела текучести металла вдоль очага пластической деформации в соответствии с зависимостью (1).

Приняли допущение, что для металла в калибрующем пояске выполняется условие пластичности. В работах [4, 6] калибрующий поясок рассматривается в виде усеченного конуса с бесконечно малым углом α^* и там же получены выражения, позволяющие использовать уравнения разных исследователей для определения прироста осевого напряжения в рабочем конусе при расчете осевого напряжения в пояске (рис. 1). Формула (2) с учетом полученных выражений [4, 6] и характера упрочнения (1) для расчета прироста осевого напряжения в пояске длиной l_p преобразована к виду

$$\sigma_{z21} = \frac{\sigma_{\tau 0} \mu^{k}}{k} \left((\mu^{*})^{k} - 1 \right) \left(1 + f \operatorname{ctg} \alpha^{*} \right);$$
(3)

$$\sigma_{z22} = \frac{\sigma_{\tau 0} \mu^k - \sigma_{zk}}{k} \left((\mu^*)^k - 1 \right) \left(1 + f \operatorname{ctg} \alpha^* \right), \qquad (4)$$

где используются следующие соотношения и величины: $h = l_p tg \alpha^*; \quad \mu^* = 1 + 2(h/r_\kappa) + (h/r_\kappa)^2 = [(r_\kappa + l_p tg \alpha^*)/r_\kappa^2],$





 $\sigma_{z\Sigma}$ – полное напряжение волочения; σ_{q0} – напряжение противонатяжения; α^* – бесконечно малый угол наклона образующей поверхности калибрующего пояска; l_k и l_p – длина соответственно очага пластической деформации и пояска

в которых $r_{\rm k}$ – радиус пояска; $\alpha^* = 10^{-8} - 10^{-6}$ рад и μ^* – бесконечно малые значения угла наклона образующей боковой поверхности пояска и вытяжки в пояске.

Длину пояска варьировали от нуля до 1 мм. Зависимость (3) не учитывает влияние напряженного состояния на выходе рабочего конуса на прирост осевого напряжения в пояске, формула (4) это учитывает через величину осевого напряжения σ_{zk} на входе пояска.

После преобразований и упрощений формулы (3) и (4) приводятся к соответствующим выражениям:

$$\sigma_{z21} = 2\sigma_{\rm tk} f l_p / r_{\rm k}; \tag{5}$$

$$\sigma_{z22} = \left(\sigma_{\tau 0}\mu^{k} - \sigma_{z\kappa}\right) f l_{p} / r_{\kappa}.$$
 (6)

При выводе формул (5) и (6) заменили функцию tg α^* малым углом α^* , а слагаемые, полученные после подстановки выражения для вытяжки μ^* в исходные уравнения (3) и (4) и содержащие малые значения α^* и $(\alpha^*)^2$, приравнены к нулю. В зависимости (5) прирост напряжения пропорционален пределу текучести на входе пояска, а в зависимости (6) – разности значений предела текучести и осевого напряжения.

Для сравнения выражений (5) и (6) следует привести формулу С.И. Губкина [1]:

$$\sigma_{z2} = 2\nu\sigma_{\rm tk} f l / r_{\rm k},\tag{7}$$

в которой *l* – длина пояска; v = 0,1 – 1,0 – эмпирический коэффициент, зависящий от условий деформации.

Для простоты расчета прироста напряжения часто принимают v = 1,0 [7]. Таким образом, выражение (3) и его упрощенная форма (5) дают близкие результаты расчета прироста осевого напряжения в калибрующем пояске волоки, что и формула С.И. Губкина при v = 1. Различные формы уравнений (3) и (4), (5) и (6) обусловили необходимость проведения сравнения значений для прироста осевого напряжения в пояске, вычисленным по этим выражениям.

Прирост напряжения σ_{zq} от действия противонатяжения и прирост σ_{cd} , идущий на осуществление деформации сдвига металла на входе и выходе рабочего конуса волоки, рассчитывали по известным в теории волочения формулам:

$$\sigma_{zq} = \sigma_{q0} / \mu^{(fctg\alpha)};$$

$$\sigma_{cd} = 4\sigma_{T} tg\alpha / (3\sqrt{3}),$$

где σ_{a0} – напряжение противонатяжения.

Полное (суммарное) осевое напряжение на выходе волоки определится выражением

$$\sigma_{z\Sigma} = \sigma_{z1} + \sigma_{z2} + \sigma_{zq} + \sigma_{cd}$$

Значения осевого и радиального напряжений на выходе рабочего конуса рассчитывали без учета сдвиговой деформации. Напряжения на входе калибрующего пояска вычислили без учета и с учетом прироста параметра σ_{cd} . Изменение напряженного состояния вдоль длины калибрующего пояска оценивали, используя формулы (3) и (4). Таким образом, выполнили четыре варианта расчета прироста осевого напряжения в пояске:

1 и 2 – без учета прироста σ_{cd} и с его учетом, расчет реализован по формуле (3);

3 и 4 – без учета прироста σ_{cd} и с его учетом, расчет по формуле (4).

Радиальное напряжение в конусе и калибрующем пояске вычисляли из упрощенного уравнения пластичности:

$$\sigma_{zi} - \sigma_{ri} = \sigma_{Ti}$$

где σ_{zi} , σ_{ri} и σ_{ti} – текущие значения осевого, радиального напряжений и предела текучести.

Для пояска предел текучести постоянный и рассчитывается как

$$\sigma_{_{\rm TK}} = \sigma_{_{\rm T0}} \mu^k.$$

Показатель напряженного состояния определяли по В.Л. Колмогорову [8]:

 $k_{\sigma} = \sigma/T$,

σ МΠа 12 1000 a 500 0 -500 -1000 σ. МПа 1000 500 0 -500 -1000 0 0,25 0,50 0,75 0 1.00 0,25 0,50 0,75 1,00 0 0,25 0,50 0,75 1,00

Длина рабочего конуса и пояска, мм

Рис. 2. Изменение осевых и радиальных напряжений вдоль оси рабочего канала при f = 0,05 (a - 6) и f = 0,20 (z - e): $a, z - k = 0,25, \sigma_{q0} = 0; 6, 0 - k = 0,75, \sigma_{q0} = 0; e, e - k = 0,75, \sigma_{q0} = 200$ МПа; 1 - радиальное напряжение в конусе; 2 - 5 - радиальное напряжение в пояске (2, 3 - 6ез учета $\sigma_{cd}; 4, 5 - c$ учетом σ_{cd}); 6 - 0севое напряжение в конусе; 7 - 10 - 0севое напряжение в пояске (7, 8 - 6ез учета $\sigma_{cd}; 9, 10 - c$ учетом σ_{cd}); 11 и 12 - предел текучести в конусе и в пояске; 2, 4, 7, 9 - c использованием формулы (4); 3, 5, 8, 10 - формулы (3)

где σ – среднее нормальное напряжение; *T* – интенсивность касательных напряжений.

При отсутствии противонатяжения на входе в пластический очаг деформации показатель $k_{\sigma} = -1,15$. В случае равенства текущих значений осевого напряжения и предела текучести, когда радиальное напряжение равно нулю и $k_{\sigma} = 0,58$ [9], может наступить разрушение заготовки или при достаточной пластичности обрабатываемой заготовки образование задней внеконтактной деформации, что вызывает неравномерность размера поперечного сечения по длине проволоки.

Расчет выполнили при следующих исходных данных: $\sigma_{r0} = 1000 \text{ МПа}$, f = 0,05 и f = 0,20. Значения коэффициента упрочнения определены по уравнению (1): $k_1 = 0,25 \text{ и} k_2 = 0,75$. Волочение осуществляется при отсутствии противонатяжения и напряжении противонатяжения 200 МПа (20 % от исходного предела текучести σ_{r0}).

Диаметр проволоки на выходе волоки составляет 2 мм, угол наклона образующей рабочего конуса волоки относительно оси волочения принят $\alpha = 6^{\circ}$. Длина очага пластической деформации l_k равна 1 мм (рис. 1). При заданных значениях α и l_k коэффициент вытяжки на выходе рабочего конуса равен 1,25, а относительное обжатие q = 25 %. Длина калибрующего пояска l_p также равна 1 мм. Поэтому зависимости напряжений (рис. 2) и показателя напряженного состояния (рис. 3) построены с использованием одной шкалы на оси абсцисс для продольного размера конуса и пояска. На оси ординат рис. 3 значения показателя напряженного состояния ограничены значениями -1,15 и 0,58.

Графики для осевого и радиального напряжений при f = 0,20 наклонены к оси абсцисс под более высоким углом, причем угол наклона выше у линий, отражающих напряжения в рабочем конусе. Таким образом, напряжения более интенсивно изменяются вдоль длины рабочего конуса при более высоком коэффициенте трения (рис. 2). С ростом последнего увеличилось расстояние между всеми зависимостями. Кривые 3 и 5, 8 и 10, полученные с использованием формулы (3), параллельны. Пары линий 2 и 7, 4 и 9, построенные на основе более сложной зависимости (4), также параллельны, но пары кривых 2 и 4, 7 и 9 не параллельны. Если не учитывать прирост σ_{cd} осевого напряжения от деформации сдвига, то ордината конца кривой 1 для радиального напряжения в конусе совпадает с ординатами начала аналогичных линий 2 и 3 для пояска. То же самое можно отметить для зависимостей 6, 7 и 8 для осевого напряжения в конусе и пояске. Разница ординат в начале пояска линий 2, 3 и 4, 5 для радиального напряжения и линий 7, 8 и 9, 10 для осевого напряже-

ния равна приросту σ_{cd} . При f = 0,05 все графики для осевого напряжения не пересекают линий 11 и 12 для предела текучести, а радиальное напряжение меньше нуля. При f = 0,20 линии 8 и 10 для осевого напряжения в пояске, построенные на основе упрощенной формулы (3), при определенных значениях длины пояска находятся выше зависимостей для предела текучести. Это связано с тем, что значения прироста напряжения, рассчитанными по формуле (3), завышены в сравнении со значениями, рассчитанными по уравнению (4), так как формула (3) не учитывает снижения интенсивности прироста осевого напряжения в пояске при его росте. Для этого случая (f = 0,20) некоторые части линий 3 и 5 для радиального напряжения лежат выше нулевой отметки на оси ординат. Абсциссы точек пересечения линий 8 и 10 с прямой 12, линий 3 и 5 с нулевой ординатой определяют расстояние от начала калибрующего пояска до поперечного сечения, в котором выполняется условие предельного волочения (осевое напряжение равно пределу текучести). Четыре абсциссы определены на основе формулы (3) без учета и с учетом прироста напряжения о_{сд}. Приложение противонатяжения привело к уменьшению абсцисс точек пересечения указанных линий, т.е. при меньшем расстоянии находится сечение, в котором наступает равенство осевого напряжения и предела текучести. Если же при расчете использовать зависимость (4), то осевое напряжение меньше преде-



Рис. 3. Изменение показателя напряженного состояния вдоль оси рабочего канала при f = 0,05 (a - 6) и f = 0,20 (z - e): $a, z - k = 0,25; \sigma_{q0} = 0; 6, 0 - k = 0,75; \sigma_{q0} = 0; 6, e - k = 0,75; \sigma_{q0} = 200$ МПа; I – показатель k_{σ} в конусе; 2 - 5 - в пояске (2, 3 - 6e3 учета σ_{cd} ; 4, 5 - с учетом σ_{cd}); 2, 4 - c использованием формулы (4); $3, 5 - \phi$ ормулы (3)

ла текучести в рабочем конусе и пояске при действии противонатяжения.

С ростом коэффициента упрочнения радиальные напряжения более стабильны по величине, а осевые напряжения интенсивнее возрастают в направлении волочения. При большем коэффициенте упрочнения (k = 0,75) линии осевого *6* и радиального *1* напряжений в конусе заметно расходятся с ростом деформации из-за более интенсивного упрочнения.

Расположение линий для показателя напряженного состояния (рис. 3) и для напряжений (рис. 2) имеет одинаковый характер по ряду признаков. Например, расстояние между линиями для K_{σ} и угол их наклона также меньше при коэффициенте трения 0,05. Приложение противонатяжения привело к смещению линий для о и К_ вверх вдоль оси ординат. Точки пересечения зависимостей 3 и 5 и ординаты 0,58 рис. 3 имеют одинаковые абсциссы, как и соответствующие абсциссы пересечения линий 8 и 10 с прямой 12 (рис. 2). Пары линий 2 и 3, 4 и 5 рис. 3, как и пары линий 2 и 3, 4 и 5, 7 и 8, 9 и 10 рис. 2, расходятся с увеличением длины пояска, а рост коэффициента трения усиливает расхождение линий в каждой паре. Это указывает на усиление различия значений прироста осевого напряжения в пояске по формулам (3) и (4) с увеличением длины пояска и коэффициента трения. Расчеты прироста осевого напряжения в пояске при разных значениях коэффициента единичной вытяжки показали, что повышение деформации в проходе волочения также усиливает различие прироста.

Расстояние в вертикальном направлении между линиями осевого напряжения и предела текучести, между линиями показателя напряженного состояния и его предельного значения 0,58 для конуса и пояска характеризует запас прочности деформируемого металла в соответствующей зоне волоки, который определяет стабильность и надежность волочения без микро- и макроразрушения металла заготовки. Запас прочности непрерывно уменьшается в направлении волочения более интенсивно в рабочем конусе при коэффициентах упрочнения 0,25 и трения 0,20. Противонатяжение уменьшило запас прочности. Это следует из сравнения расположения соответствующих линий на рис. 2, *б*, *д* и рис. 2, *в*, *е*, рис. 3, *б*, *д* и рис. 3, *в*, *е*.

Принятое допущение об одинаковом нахождении металла в пластическом состоянии в рабочем конусе и калибрующем пояске обеспечивает непрерывность изменения осевого, радиального напряжений и показателя напряженного состояния вдоль оси рабочего конуса и калибрующего пояска волоки, если не учитывается изменение напряженного состояния от деформации сдвига металла на входе и выходе очага рабочего конуса волоки. Но при этом на границе конуса и пояска происходит изменение наклона линий для характеристик напряженного состояния. Это объясняется использованием различных уравнений для расчета напряжений на этих участках волоки. Влияние прироста σ_{cd} на полное осевое напряжение учли суммированием его величины для металла в сечении, находящемся в начале калибрующего пояска. Поэтому линии графиков при учете σ_{cd} на рис. 2 и рис. 3 имеют разрыв на границе раздела рабочего конуса и пояска.

В заключение следует отметить, что значения прироста осевого напряжения, полученные по двум парам формул (3) и (5), (4) и (6), существенно не отличаются. Поэтому более простые зависимости (5) и (6) имеют преимущество при инженерных расчетах, чем соответствующие им исходные уравнения (3) и (4).

Выводы. Интенсивность изменения напряженного состояния вдоль длины рабочего конуса существенно выше, чем вдоль калибрующего пояска, и усиливается с ростом коэффициента трения и снижением интенсивности деформационного упрочнения. Увеличение коэффициента упрочнения приводит к уменьшению показателя напряженного состояния, что оказывает благоприятное влияние на деформируемость проволочной заготовки. Противонатяжение действует в обратном направлении – повышает показатель напряженного состояния. При учете прироста осевого напряжения от деформации сдвига металла нарушается монотонность изменения напряжений и показателя напряженного состояния вдоль длины рабочего канала волоки. Разница значений прироста осевого напряжения, рассчитанных по формулам (3) и (4), возрастает с увеличением длины пояска, коэффициентов вытяжки и трения. Формулы (4) и (6) учитывают влияние осевого напряжения на входе калибрующего пояска на его прирост в пояске, поэтому их можно рекомендовать при уточненных расчетах напряженного состояния металла на выходе волоки, особенно при повышенных единичных обжатиях (коэффициент вытяжки более 1,20).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960. 306 с.
- 2. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.
- Кулеша В.А., Клековкина Н.А., Белалов Х.Н. Изготовление высококачественных метизов (научный и практический опыт Белорецкого металлургического комбината). – Магнитогорск: Магнитогорский дом печати, 1999. – 327 с.
- Гурьянов Г.Н. Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. – Магнитогорск: изд. ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. – 358 с.
- Гурьянов Г.Н. // Заводская лаборатория. 2008. № 9. С. 61 – 63.
- 6. Гурьянов Г.Н. // Сталь. 2007. № 1. С. 62 64.
- 7. Зыков Ю.С. // Сталь. 1998. № 4. С. 54, 55.
- Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением: Учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург: изд. УГТУ – УПИ, 2001. – 836 с.
- Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке металлов давлением. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.

© 2013 г. Г.Н. Гурьянов, В.Н. Ярёменко Поступила 9 февраля 2012 г.

УДК 621.771.011

В.А. Харитонов, И.В. Таранин

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ КАТАНКИ В РАЗЛИЧНЫХ СИСТЕМАХ КАЛИБРОВ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Аннотация. Проанализировано напряженное состояние металла в очаге деформации при горячей прокатке катанки на основе моделирования методом конечных элементов в среде программного комплекса DEFORM-3D. Представлена методика оценки напряженного состояния при горячей высокоскоростной прокатке катанки. Проведен сравнительный анализ известных двух- и многовалковых систем калибров. Выявлены факторы калибровки валков, определяющие величину и характер распределения продольных растягивающих напряжений в очаге деформации.

Ключевые слова: напряженное состояние металла, деформация, горячая прокатка, моделирование.

ANALYSIS OF DEFLECTED MODE IN THE DEFORMATION ZONE DURING THE ROD ROLLING IN VARIOUS CALIBER SYSTEMS BASED ON THE MODELING BY FINITE ELEMENT METHOD

Abstract. In the article the stressed state of metal in the deformation zone during hot rolling of rod using the finite element method for computer simulation in program system DEFORM-3D are analyzed. The methodology for evaluation of the stressed state during the high-speed hot rolling of rod is presented. The known systems of calibers are analyzed. The factors of roll pass design, which influence the magnitude and distribution of the longitudinal tensile stresses in the deformation zone, are determined.

Keywords: stressed state of metal, deformation, hot rolling, modeling.

Повышение качества катанки и степени ее технологической готовности на сегодняшний день является актуальной проблемой. Катанка должна иметь не только требуемый уровень геометрических характеристик профиля и механических свойств, но и эффективную технологичность при переработке на последующем метизном переделе.

Одним из основных элементов технологии производства катанки является калибровка валков, особенности которой во многом определяют эффективность производства катанки и ее качественные показатели. Долгое время подход к проектированию систем калибров при горячей прокатке катанки основывался на решении задач, связанных с обеспечением требуемой точности геометрических размеров, стабильности процесса непрерывной прокатки, обеспечения необходимой вытяжной способности калибров при максимально возможной плавности формоизменения. Благодаря развитию оборудования прокатных станов большинство этих задач на сегодняшний день успешно решены. Дальнейшее повышение эффективности производства катанки, с точки зрения совершенствования калибровок валков, должно идти по направлению развития таких систем калибров, которые позволяли бы достигать оптимального уровня механических свойств проката с учетом температурноскоростных условий деформации катанки в заключительных проходах на современных проволочных станах.

Для этого необходим принципиально новый подход к проектированию калибровок валков, на основе которого, помимо традиционных критериев рациональности калибровки [1], учитывалось бы напряженно-деформированное состояние металла в очаге деформации.

Изучению напряженного состояния при прокатке в гладких и калиброванных валках посвящено множество работ. Так, общеизвестно влияние фактора формы очага деформации, который представляет собой отношение длины дуги захвата к средней толщине полосы $(l_{\rm g}/H_{\rm cp})$, а также угла α захвата на напряженное состояние при прокатке. При определенных значениях $l_{\rm g}/H_{\rm cp}$ и α , соответствующих «высокому» очагу, в осевой зоне прокатываемого металла действуют продольные растягивающие напряжения, величина которых может превышать предел текучести материала и приводить к зарождению трещин и разрушению металла при прокатке [2].

Прокатка в калибрах характеризуется более сложным напряженным и деформированным состоянием ввиду характера течения металла при неравномерной деформации. Авторами работы [3] приведены результаты исследований напряженно-деформированного состояния при пластической деформации в вытяжных системах двухвалковых калибров на основе поляризационно-оптического метода. Показано, что в процессе прокатки на разных этапах формоизменения полосы в очаге деформации напряженное состояние неравномерно. Неравномерное деформированное состояние, контактные условия и свойства материала приводят к возникновению в объеме деформируемого металла продольных растягивающих напряжений в осевой зоне в сечениях входа в геометрический очаг деформации и на расстоянии до 10 % его длины. Также продольные растягивающие напряжения действуют на боковых внеконтактных зонах в зоне разъемов калибра практически по всей длине очага деформации.

В работах [4, 5] приведены результаты экспериментальных исследований деформированного состояния металла в процессе прокатки в многовалковых системах калибров. Показано, что несмотря на присущие этому способу преимущества прокатка металла осуществляется в условиях неравномерной деформации по сечению полосы и длине очага деформации, что является причиной соответствующего неравномерного напряженного состояния и возможного развития растягивающих напряжений. Хотя при этом прокатка в многовалковых калибрах хорошо зарекомендовала себя при производстве малопластичных металлов.

Целью настоящей работы является изучение напряженно-деформированного состояния при прокатке катанки в условиях, характерных для заключительных проходов в чистовых блоках проволочных станов, а также проведение сравнительного анализа известных двух- и многовалковых систем калибров и выявление значимых элементов калибровки, влияющих на напряженное состояние в очаге деформации.

При исследованиях использовался метод конечных элементов, реализованный в программном комплексе DEFORM-3D. Это один из наиболее универсальных и эффективных методов моделирования и изучения процессов обработки металлов давлением на сегодняшний день.

Моделировались различные задачи горячей прокатки катанки в двух- и многовалковых системах калибров по схемам, представленным на рис. 1: овал – круг (поз. *a*), плоский овал – круг (поз. *б*), невыполненный треугольник – круг (поз. *в*), стрельчатый треугольник – круг (поз. *г*), вогнутый треугольник – круг (поз. *д*), квадрат – круг (поз. *е*).



Рис. 1. Схемы прокатки катанки

При постановке задач были приняты следующие допущения:

- рассматриваемый процесс является симметричным;
- рабочий инструмент рассматривается как абсолютно жесткое тело с постоянной температурой;
- прокатываемый материал считается однородным, изотропным;
- деформируемая среда вязкопластическая.

Трение описывалось по закону Зибеля (Shear) [6]: $\tau = \mu \tau_s$, где μ – показатель трения (изменяется от нуля до единицы); τ_s – сопротивление деформации на сдвиг.

Показатель трения µ во всех случаях задавался постоянным и равным 0,4. В качестве деформируемой среды использовался материал из стандартной библиотеки DEFORM: сталь AISI-1045 (Machining), для которого определена зависимость сопротивления деформации от скорости деформации в интервале от 1 до 500 000 с⁻¹. Во всех задачах условия прокатки и исходный размер полосы задавались таким образом, чтобы обеспечивалось оптимальное заполнение калибров, конечный диаметр катанки составлял 5,5 – 5,6 мм.

Ввиду симметрии процесса рассматривалась 1/4 модель очага деформации для двухвалковых систем калибров, 1/6 – для трехвалковых и 1/8 – для четырехвалковых. Подобная дискретизация на симметричные сектора существенно упрощает и ускоряет расчет. Начальная температура деформации принималась для всех задач равномерно распределенной по сечению заготовки и равной 900 °C; диаметр валков 175 мм; частота вращения валков 14 700 об/мин, что соответствовало конечной скорости прокатки 134 – 137 м/с.

В результате моделирования получены характерные поля действующих продольных напряжений σ_{xx} в объеме прокатываемого по различным схемам металла. На рис. 2 представлено распределение продольных напряжений в продольно-вертикальной плоскости *X0Y* (поз. *a*), а также в приконтактных слоях прокатываемой заготовки (поз. *б*).

Полученные результаты свидетельствуют о неравномерном характере напряженного состояния при прокатке по всем рассмотренным схемам. Помимо сжимающих напряжений, в очаге деформации, а также во внеконтактных областях действуют большие по значению растягивающие напряжения. Полученный характер распределения напряжений в основном объеме очага деформации сопоставим с экспериментальными данными [3]. При этом полученные для различных схем результаты позволяют выявить более полную картину действия внеконтактных напряжений. Так, в объеме прокатываемого металла можно выделить четыре зоны действия продольных растягивающих напряжений о_{тт}:

- осевую на протяжении от входа до 0,1 0,8 длины очага деформации;
- внеконтактную на входе в очаг деформации;



Рис. 2. Распределение продольных напряжений оди

внеконтактную на выходе из очага деформации;внеконтактную в разъеме калибра.

Действие растягивающих напряжений в тех или иных объемах прокатываемого металла определяется различными технологическими факторами и особенностями течения металла. Во многом это зависит от площади и формы контактной поверхности прокатываемой заготовки и валка. Так, действие внеконтактных продольных растягивающих напряжений на входе и выходе из очага деформации можно объяснить влиянием внешнего трения со стороны инструмента и наличием зон отставания и опережения в очаге деформации. Развитие растягивающих напряжений во внеконтактных областях на боковой поверхности раската является общеизвестным фактом, при этом величина этих напряжений зависит от степени «охвата» металла валками. Действие растягивающих напряжений в осевой зоне при прокатке в калибрах – известный, но при этом малоизученный факт. Следует отметить, что осевые растягивающие напряжения могут оказывать существенное влияние на свойства катанки и технологичность ее переработки при волочении, поскольку именно в центральной зоне металла при волочении действует наиболее неблагоприятная схема напряженного состояния.

В таблице представлены обобщенные данные о напряженном состоянии в очаге деформации при прокатке по рассмотренным двух- и многовалковым схемам. Как видно из таблицы, многовалковые системы характеризуются наиболее высокими осевыми растягивающими напряжениями. Наименьшие напряжения в осевой зоне действуют при прокатке по схеме плоский овал – круг. При этом для систем плоский овал – круг и вогнутый треугольник - круг характерны высокие значения продольных напряжений во входной внеконтактной зоне очага деформации. Традиционно применяемая при прокатке катанки схема овал – круг характеризуется наиболее высокими напряжениями, действующими в приконтактных слоях металла в выходной зоне и на боковой поверхности в разъеме калибра. Также довольно высоки напряжения, действующие в осевой зоне и в приконтактном слое металла на входе в очаг деформации.

На рис. 3 представлено напряженное и деформированное состояние металла в различных поперечных сечениях очага деформации на примере прокатки по схеме овал – круг. Анализ деформированного состояния на разных этапах формоизменения позволяет выявить факторы, определяющие действие в данных сечениях продольных напряжений.

Анализируя напряженно-деформированное состояние металла на различных этапах формоизменения в очаге деформации, а также ранее представленные результаты, можно сказать следующее о влиянии схемы деформирования на развитие растягивающих напряжений в различных объемах прокатываемого металла.

Во-первых, действие осевых продольных растягивающих напряжений обусловлено неравномерным деформированным состоянием в металле на расстоянии

		Максимальные напряжения σ_{xx} , МПа					
Схема прокатки	Коэффициент	Осерая	Внеконтактная зона				
сломи прокитки	вытяжки	зона	Входная	Выходная	Разъем калибра		
Овал – круг	1,25	152	225	330	322		
Плоский овал – круг	1,28	59	390	251	214		
Невыполненный треугольник – круг	1,24	191	123	260	234		
Вогнутый треугольник – круг	1,22	179	335	212	180		
Стрельчатый треугольник – круг	1,27	238	20	228	279		
Квадрат – круг	1,22	220	25	230	234		

Данные о напряженном состоянии металла



Распределение продольных напряжений σ_{xx}

Рис. 3. Напряженно-деформированное состояние металла в различных сечениях очага деформации при прокатке по схеме овал – круг: *a* – сечение, находящееся на расстоянии 13 % от входа в очаг деформации; *б* – центр очага деформации; *в* – зона выхода

10 – 15 % от входа в очаг деформации. В этих сечениях заготовки деформация локализована в приконтактных слоях металла, при этом чем больше степень заполнения предыдущего по ходу калибра, характеризующая площадь контакта металла с валком на данном этапе формоизменения, тем больше локализация деформации и выше возникающие продольные растягивающие напряжения в центре раската (характерные схемы: овал – круг, стрельчатый треугольник – круг, квадрат – круг).

Более высокие значения осевых растягивающих напряжений для многовалковых систем объясняются схемой деформирования металла, при которой при всесторонней деформации приконтактных слоев возникает соответствующее отставание слоев металла в осевой зоне. При этом также, чем больше степень заполнения предыдущего по ходу калибра, тем выше напряжения в центре (схемы квадрат – круг, стрельчатый треугольник – круг).

Во-вторых, величина напряжений, действующих во внеконтактных зонах в разъеме калибра, зависит от соотношения исходной ширины полосы и калибра («степени охвата металла валками»). Чем меньше площадь неконтактной поверхности полосы с калибром, тем ниже соответствующие растягивающие напряжения.

В-третьих, продольные напряжения, возникающие в приконтактных слоях металла в выходной зоне очага деформации, определяются опережением при прокатке, при этом чем выше степень деформации центральных слоев на выходе, тем сильнее отстают приконтактные слои, в которых соответственно возникают продольные растягивающие напряжения (характерная схема: овал – круг).

В-четвертых, напряжения, действующие во внеконтактной зоне на входе в очаг деформации, так же, как и на выходе определяются влиянием внешнего трения со стороны инструмента. При этом величина этих напряжений зависит от площади контакта металла с валком в момент захвата. Чем больше контактная площадь в момент захвата, тем выше по значению продольные растягивающие напряжения в этой зоне (характерные схемы: плоский овал – круг, вогнутый треугольник – круг).

Выводы. На основе конечно-элементного моделирования изучено напряженное состояние при горячей прокатке круглой катанки в двух- и многовалковых системах калибров в условиях, характерных для заключительных проходов в чистовых блоках проволочных станов. Проведен сравнительный анализ известных двух- и многовалковых систем калибров. Прокатка катанки по традиционно применяемой схеме овал - круг характеризуется наиболее высокими продольными растягивающими напряжениями, действующими во внеконтакных зонах по разъему калибра и в зоне выхода из очага деформации в приконтакных слоях металла, а также довольно высокими напряжениями в осевой зоне. Результаты моделирования прокатки по схеме плоский овал – круг показали, что действие осевых растягивающих напряжений можно минимизировать, а также существенно снизить напряжения во внеконтактных зонах в разъеме калибра и в зоне выхода из очага деформации. Установлено, что характер распределения напряжений в очаге деформации существенно зависит от формы и площади контактной поверхности, которая определяется формой задаваемого сечения и калибра. При прокатке в многовалковых системах калибров в осевой зоне прокатываемого металла ввиду всестороннего обжатия действуют высокие продольные растягивающие напряжения, величина которых зависит от степени заполнения предыдущего по ходу прокатки калибра, характеризующей площадь контакта металла с калибром на данном этапе формоизменения. При этом чем меньше эта контактная площадь, тем выше напряжения в центре и ниже на поверхности во внеконтактной области на входе в очаг деформации. При многовалковой прокатке существенную роль играет большая площадь контактной поверхности на протяжении всего очага деформации, что снижает величину действующих растягивающих внеконтактных напряжений.

Полученные результаты могут быть полезны при проектировании новых более эффективных систем калибров и разработке нетрадиционного подхода к проектированию калибровок валков проволочных станов с учетом напряженно-деформированного состояния в очаге деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Смирнов В.К., Шилов В.А., Инатович Ю.В. Калибровка прокатных валков: Учебное пособие для вузов. М.: Теплотехник, 2008. 490 с.
- Филиппов Э.Л., Клименко В.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1973. № 4. С. 105 108.

- Эффективность деформации сортовых профилей / С.А. Тулупов, Г.С. Гун, В.Д. Онискив и др. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
- Поляков М.Г., Никифоров Б.А., Гун Г.С. Деформация металла в многовалковых калибрах. – М.: Металлургия, 1979. – 240 с.
- Прокатка малопластичных металлов с многосторонним обжатием: Учебное пособие для вузов / Л.А. Барков, В.Н. Выдрин,

УДК 621.926.2

В.В. Пастухов, В.Н. Чернышев. – Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1988. – 304 с.

6. Колмогоров В.Л. Механика ОМД. – М.: Металлургия, 1986. – 687 с.

© 2013 г. В.А. Харитонов, И.В. Таранин Поступила 26 июня 2012 г.

А.Г. Никитин, Ю.А. Епифанцев, С.А. Лактионов, А.В. Витушкин

Сибирский государственный индустриальный университет

АНАЛИЗ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА СИЛУ ДРОБЛЕНИЯ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ*

Аннотация. Проведен полнофакторный эксперимент по разрушению образцов из хрупкого материала. Показано влияние различных факторов и их взаимодействие на силу, необходимую для разрушения образцов, а также взаимосвязь этих факторов с величиной относительной деформации при разрушении. Даны рекомендации по выбору конструктивных параметров щековых дробилок.

Ключевые слова: хрупкий материал, разрушение, относительная деформация, скорость деформации, напряжение.

ANALYSIS OF FACTORS AFFECTING STRENGTH OF FRAGILE MATERIALS FRAGMENTATION

Abstract. Full-factor experiment of samples fragmentation made from fragile material is carried out. The influence of various factors and their interaction on the force necessary for samples fragmentation and the interconnection of these factors with magnitude of relative deformation at the fragmentation is shown. The recommendations for choice of parameters for jaw crushers are given.

Keywords: brittle material, destruction, relative strain, strain velocity, tension.

Расход энергии на дробление различных материалов составляет большую (до 5 %) долю в энергетическом балансе мира [1]. Многие промышленные производства (металлургические, горные и другие) перерабатывают в больших количествах сыпучие материалы различных классов крупности. В большинстве случаев нужная крупность достигается измельчением кусков на дробилках. Наиболее часто в промышленности используются щековые дробилки.

При создании новых дробильных машин или их совершенствовании необходимо иметь точные представления о процессе дробления. Для определения силы дробления для прочностного расчета деталей дробилки и теоретического выбора мощности электродвигателя необходимо учитывать по возможности все факторы, влияющие на нее.

При дроблении в щековых дробилках куски материала испытывают весь спектр деформаций (сжатие, изгиб, растяжение), но основным разрушающим видом нагрузки является напряжение растяжения, возникающее при раскалывании куска материала [2].

Цель настоящей работы – определение комплексного влияния на силу дробления прочности материала,

вида деформации материала и скорости приложения внешней силы. Последний фактор вызывает особый интерес, так как в объеме камеры дробления он характеризуется переменными значениями, а в литературных источниках не нашел отражения.

Эксперимент проводили на универсальной испытательной машине ИК-500.01, позволяющей в непрерывном режиме фиксировать силу давления на образец и его абсолютную деформацию, а также проводить видеозапись процесса разрушения.

Поскольку практически невозможно подобрать рудные куски с одинаковыми свойствами даже с одного месторождения, для чистоты эксперимента образцы кубической формы (40×40×40 мм) изготавливали из цементно-песчаной смеси при соотношении содержаний 1:1 и 1:2. Таким образом обеспечивали прочность материала образцов на двух уровнях.

Как показал предварительный эксперимент, вид деформации определяется характером контакта образца с рабочими поверхностями испытательной машины. При плоском контакте кубический образец испытывает деформацию сжатия (рис. 1, a), при линейном контакте по ребру кубика наблюдается деформация растяжения (рис. 1, δ). При начальном точечном контакте такого образца (приложение нагрузки к вер-

^{*} Работа выполнена в соответствии с государственным контрактом Министерства образования и науки № 7.4662.2011.



Рис. 1. Характер разрушения образов: *а* – плоский контакт; *б* – линейный контакт; *в* и *г* – точечный контакт

шинам диагонально расположенных вершин кубика) также наблюдается появление продольной трещины, дальнейшее разрушение образца идет за счет деформации растяжения (рис. 1, в). Аналогичный процесс наблюдается и при разрушении дополнительно изготовленных сферических образцов (рис. 1, г). В последующем эксперименте деформацию задавали двумя видами контакта: плоским (деформация сжатия) и линейным (деформация растяжения).

Для определения влияния изучаемых факторов (порознь и совместно) на силу разрушения образца (*F*) исследование проведено по полному факторному рандомизированному плану типа 23 [3]. Исследуемые факторы и их уровни варьирования приведены ниже:

Haguan way in the more	Верхний	Нижний
исследуемый фактор	уровень (+)	уровень (–)
Скорость нагружения, кН/с	10	1
Материал	Смесь 1:1	Смесь 1:2
Вид деформации	Сжатие	Растяжение

После статистической обработки результатов опытов получено уравнение регрессии

$$F = 7,93 + 0,32X_1 + 3,6X_2 + 4,51X_3 + 0,48X_1X_3 + 1,87X_2X_3,$$

где $X_1 = \frac{\tilde{X}_1 - 5,5}{4,5}$ – кодированное значение количест-
венного фактора скорости нагрузки; \tilde{X}_1 – натуральное

значение фактора скорости нагрузки; X_2 и X_3 – кодированные значения качественных факторов прочности материала и вида деформации (+1 или –1).

Проверка по критерию Фишера показала, что предлагаемое уравнение регрессии адекватно описывает результаты эксперимента при 5 %-ом уровне значимости [$G_{_{3KCII}} = 0,3549; G_{0,05}(1, 8) = 0,680; S^2_{_{BOCIIP}} = 0,1364; S^2_{_{ad}} = 0,3104; F_{_{3KCII}} = 2,276; F_{0,05}(2, 8) = 4,46$].

Знаки уравнения регрессии показывают, что сила разрушения образца возрастает с увеличением скорости нагрузки, прочности материала и при переходе от деформации растяжения к деформации сжатия (от линейного контакта к плоскому).

Анализ коэффициентов факторов в уравнении при расчетном доверительном интервале $\pm 0,301$ показывает малозначимость в исследуемом диапазоне скорости нагружения (X_1) и взаимодействия факторов скорости нагружения и вида деформации (X_1X_3). Значимыми факторами являются прочность материала образца (X_2), вид деформации (X_3) и их взаимодействие (X_2X_3).

На рис. 2 показан характер изменения величины прикладываемой к образцу силы до момента начала его разрушения в функции относительной деформации для различных уровней исследуемых факторов. В исследуемых интервалах варьирования рассмотренных факторов максимальные значения нормального напряжения сжатия достигают 10,4 МПа, напряжения растяжения – 2,1 МПа.





На рис. 3 представлены зависимости скорости нагружения образца на силу его разрушения при различных уровнях рассматриваемых факторов. При плоском контакте (деформация сжатия) с ростом скорости приложения нагрузки наблюдается малое увеличение разрушающей силы. Линейный контакт (деформация растяжения) приводит к небольшому снижению разрушающей нагрузки.

По результатам этого же полнофакторного эксперимента определено влияние исследуемых факторов на величину относительной деформации є образцов, соответствующей максимальной силе их разрушения. Полученное уравнение регрессии имеет следующий вид:

$$\varepsilon = 5,65 - 1,89X_3$$
.

Уравнение адекватно описывает результаты эксперимента по критерию Фишера при 5 %-ом уровне значимости [$G_{_{3 {\rm КСП}}} = 0,2486; G_{_{0},05}(1,8) = 0,680; S^2_{_{\rm Bocmp}} = 0,596; S^2_{_{\rm ad}} = 0,899; F_{_{3 {\rm KCI}}} = 1,508; F_{_{0},05}(6,8) = 3,58$].

Анализ этого уравнения показывает, что при доверительном интервале ±0,629 относительная деформация зависит только от вида контакта образца. При плоском контакте относительная деформация имеет наименьшую величину и составляет 3,76 %. С переходом на линейный контакт относительная деформация увеличивается в два раза (до 7,54 %).

На сферических образцах относительная деформация 3,94 % при максимальной силе разрушения оказалась соизмеримой с относительной деформацией при разрушении кубического образца при плоском контакте. При разрушении же кубического образца с первоначальным точечным контактом относительная деформация возросла до 13,22 %. При дроблении в щековой дробилке такой первоначальный вид контакта куска



материала с щекой практически не встречается, так как происходит либо его внешнее обмятие, либо переориентация с переходом в плоский или линейный контакт.

В дробилках с простым движением щеки для обеспечения максимальной производительности верхней части камеры дробления рекомендуется ход сжатия на уровне приемного отверстии, составляющий 3 % от его ширины [2]. Однако полученные в настоящем эксперименте данные показывают, что такой величины хода недостаточно для устойчивого разрушения кусков материала при любом виде контакта, при этом куски материала на первых ходах подвижной щеки подвергаются лишь внешнему обмятию. Таким образом, для устойчивого процесса разрушения при первых ходах щеки необходимо иметь относительную величину сжатия не менее 7 %.

Выводы. Установлена математическая зависимость между силой дробления, прочностью материала, видом его деформации и взаимодействием двух последних факторов, показывающая значимое возрастание силы дробления при увеличении этих факторов. Скорость приложения внешней нагрузки мало сказывается на процессе разрушения куска дробимого материала. Для увеличения производительности в верхней части камеры дробления щековой дробилки с простым качанием щеки следует выбирать ход щеки на уровне линии контакта наибольшего рекомендуемого размера куска в питании, обеспечивающий относительную величину сжатия не менее 7 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Клушанцев Б.В., Косарев А.И., Муйземнек Ю.А. Дробилки. Конструкция, расчет, особенности эксплуатации. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.
- Справочник по обогащению руд. Подготовительные процессы / Ю.Э. Аккерман, Г.Б. Букаты, Б.В. Кщевальтер и др.; под общ. ред. О.С. Богданова, В.А. Олевского. – М.: Недра, 1982. – 366 с.
- Адлер Ю.П. Введение в планирование эксперимента. М.: Металлургия, 1968. – 158 с.

© 2013 г. А.Г. Никитин, Ю.А. Епифанцев, С.А. Лактионов, А.В. Витушкин Поступила 4 сентября 2012 г. УДК 669.162.211.1

В.А. Долинский¹, Л.Д. Никитин², А.М. Коверзин², Л.В. Портнов², С.Ф. Бугаев²

¹Сибирский государственный индустриальный университет ²ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРОМЫВОЧНЫХ БРИКЕТОВ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ РАБОТЫ ГОРНА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

Аннотация. Использование в шихте доменной печи полезным объемом 3000 м³ промывочных брикетов в количестве 30 – 60 кг/т чугуна способствовало достаточно эффективной промывке горна и сохранению ровного хода печи. Расчетная приведенная производительность доменной печи увеличилась на 3,5 % при снижении приведенного удельного расхода кокса на 0,69 %.

Ключевые слова: промывочные брикеты, доменная печь, промывка горна.

USE OF WASHING BRIQUETTES FOR IMPROVEMENT OF THE BLAST-FURNACE HEARTH OPERATION

Abstract. The use of washing pellets in the amount of 30 – 60 kg/t of pig iron in blast furnace with useful volume of 3000 m³ has contributed to the quite effective flushing of the horn and preservation of the smooth furnace operation. The estimated reduced productivity of the blast furnaces increased by 3,5 % while reducing the specific con-sumption of coke reduced by 0,69 %.

Keywords: washing briquettes, blast furnace, flushing of the horn.

Снижение прочностных показателей качества кокса в горячем и холодном состояниях приводит к ухудшению работы горна из-за нарушений режима отработки продуктов плавки, увеличению простоев печи из-за прогара элементов воздушных приборов и т.п. (см. рисунок). В центральной части горна работающих доменных печей формируется коническая неподвижная (застойная) зона из мелкого кокса и шлаковых составляющих, загромождающих горн и уменьшающих проницаемость коксовой насадки [1]. При этом скапливающиеся в периферийной зоне потоки жидких продуктов плавки интенсивно размывают гарнисаж и углеродистые блоки, а чрезмерно развитый поток газа снижает степень использования энергии газового потока.

Улучшение работы горна в таких условиях достигается загрузкой промывочных шихт (трудно восстано-



Изменение коэффициента загромождения горна в базовом (---) и опытном (----) периодах

вимых железосодержащих материалов) в определенные газодинамические зоны доменной печи, не допуская контакта образующегося легкоплавкого шлака с футеровкой печи.

Для этой цели на доменной печи полезным объемом 3000 м^3 OAO «ЕВРАЗ ЗСМК» были проведены промышленные испытания партии (около 1200 т) промывочных брикетов следующего химического состава: 68,10 % Fe; 56,30 % FeO; 5,08 % CaO; 3,84 % SiO₂; 1,05 % MgO; 0,85 % Al₂O₃; 0,12 % Mn; 0,10 % S; 0,017 % P; 0,13 % Na + K; 0,03 % ZnO; 0,33 % C.

Брикеты размером 100×60×40 мм отвечали требованиям технических условий ТТ СБ.П-04-03 – 2008 (механическая прочность на сжатие и осыпаемость, водопоглощение) на брикеты промывочные для доменного производства.

Для определения степени загромождения $K_{\rm sarp}$ горна, характеризующейся отношением диаметров загромождения и горна, изменяющейся от нуля (отсутствие загромождения) до единицы (загромождение всего объема горна), была создана автоматизированная система. На основании результатов работы доменной печи и математической модели система рассчитывает накопление и отработку продуктов плавки в реальном времени с учетом объема загромождения горна.

Расчет количества чугуна и шлака ведется по мере проплавки подач с учетом их массы и химического состава. Система позволяет отслеживать накопление продуктов плавки, не допуская повышения их уровня до воздушных фурм, и своевременно их отрабатывать. Стабильная тенденция к увеличению степени загромождения свидетельствовала о накоплении значительного количества коксового мусора, или о недостаточном тепловом состоянии горна, а также служила сигналом для введения в шихту промывочных брикетов.

Перед началом использования промывочных материалов доменная печь удовлетворительно работала на шихте, состоящей из агломерата, привозных неофлюсованных окатышей и металлодобавок, с содержанием железа около 57,8 – 58,0 %. Удельная производительность доменной печи не превышала 1,85 – 1,90 т/(м³·сут), расход кокса составлял 445 – 448 кг/т чугуна при расходе природного газа около 85 м³/т чугуна.

В доменной печи использовали системы загрузки шихты $mPP\downarrow nKK\downarrow$ [2, 3], обеспечивающие достаточную степень подгруженности периферийной зоны и умеренное развитие осевого газового потока. Регулирование окружного и радиального распределений шихты производили роторным распределителем с укладкой шихты на определенные радиусы по кольцевым зонам колошника. Загрузку брикетов осуществляли во второй скип каждой пятой подачи по циклу в количестве 4,0-4,5 т или 2,0-2,5 % от общего (30 - 40 кг/т чугуна) расхода железорудной части шихты. Для попадания брикетов преимущественно в промежуточную и осевую зоны выгрузку их на поверхность колошника осуществляли на радиусы 4-5.

Оценку окружного распределения шихты производили по показаниям термопар периферийных газов, равномерности работы воздушных фурм, тепловой нагрузки на систему охлаждения и химического состава продуктов плавки. Газовый поток был достаточно устойчивым, колебания температур по отдельным точкам не превышали 80 - 90 °C, сход шихты ровный, без подстоев и провалов. Температура колошникового газа уменьшилась с 93 до 90 °C, что указывает на улучшение степени использования тепловой энергии газового потока и снижение тепловой нагрузки на систему охлаждения доменной печи.

Регулирование теплового состояния доменной печи производили изменением параметров комбинированного дутья и расхода кокса в подачах загружаемой шихты. Расход природного газа поддерживался на уровне $80 - 88 \text{ м}^3/\text{т}$ чугуна, кислорода – $90 - 95 \text{ м}^3/\text{т}$ чугуна, что обеспечивало концентрацию кислорода в дутье 26,0 - 27,2 %, температура горячего дутья была на максимально возможном уровне (1170 - 1180 °C). Такое соотношение параметров комбинированного дутья обеспечивало теоретическую температуру горения примерно 2200 °C, что способствовало сохранению ровного хода печи и технологической устойчивости процесса доменной плавки при работе на магнезиально-глиноземистых шлаках.

Следует отметить, что по содержанию глинозема (16 – 17 %) и магнезии (10 – 12 %) конечные до-

менные шлаки являются тугоплавкими, которые для обеспечения устойчивости и обессеривающей способности требуют перегрева. Только в этом случае формируется окончательный состав чугуна, стабилизируется тепловое состояние, горн очищается от графита и коксового мусора. Шлаковый режим плавки был достаточно сложным вследствие использования шихтовых материалов, имеющих различные физикохимические и высокотемпературные свойства, определяющих высоту и положение зоны шлакообразования. Изменения химического состава агломерата наряду с нарушениями планового состава доменной шихты, а также колебаниями теплового состояния изза непостоянного качества кокса вызывали соответствующие колебания химического состава и свойств продуктов плавки.

С целью определения влияния промывочных брикетов на показатели процесса доменной плавки были обработаны представительные массивы производственных данных работы доменной печи полезным объемом 3000 м³ по обычной и новой технологиям (базовый и опытный периоды). Основные технико-экономические показатели работы доменной печи в исследуемые периоды приведены в таблице.

Дренажная способность коксовой насадки в базовом (19 суток) периоде не была оптимальной из-за низкой механической прочности кокса, колебаний качества агломерата, нарушений равномерного распределения шихты, отсутствия необходимого количества промывочных средств. Это вызывало соответствующие нарушения дутьевого режима процесса плавки, равномерности тепло- и массообменных процессов по сечению и высоте доменной печи, ухудшение работы горна. Значительное увеличение степени загромождения (см. рисунок) в конце базового периода связано со снижением теплового состояния горна доменной печи. Содержание кремния в чугуне уменьшилось до 0,34 – 0,28 %, монооксида железа в шлаке увеличивалось до 0,59 %. Этому способствовало также резкое и неконтролируемое ухудшение прочности кокса в горячем (по CSR с 50,5 до 49,7 %) и холодном (по M40 с 70,8 до 70,0 %) состояниях, а также повышенный забор фракции 25 – 40 мм и привозного кокса (до 1000 т/сут) с различными металлургическими свойствами.

В начальный период загрузки промывочных брикетов наблюдалось значительное (с 0,32 - 0,30 до 0,28 - 0,25 ед.) снижение (см. рисунок) степени загромождения горна, что объясняется повышенным (более 60 кг/т чугуна) расходом брикетов. В дальнейшем, при установившемся (33 - 37 кг/т чугуна) расходе брикетов, характер изменения коэффициента загромождения горна был ровный, не имеющий значительных отклонений в ту или иную сторону (как в базовом периоде), что свидетельствует о нормализации работы горна и увеличении его рабочего объема. Среднее значение коэффициента загромождения горна, в срав-

Π	Пер	иоды
Показатели	базовый	опытный
Длительность периода, сут	19	6
Расход брикетов в шихту, т	_	1204
Расход брикетов в шихту, %	-	2,06
Расход брикетов в шихту, кг/т	-	34,4
Производительность, т/сут		
фактическая	5467,2	5834,7
расчетная приведенная	_	5661,6
Удельная производительность, т/(м ³ ·сут)	1,8224	1,9449
Расход кокса, кг/т		
фактический	446,8	444,4
расчетный приведенный	_	442,7
Расход природного газа, м ³ /т	84,7	84,0
Содержание железа в шихте, %	57,81	58,17
Содержание золы в коксе, %	12,5	12,5
Прочность кокса, %		
M 40	71,2	70,1
M 10	9,2	9,4
Расход дутья, м ³ /мин	4126	4230
Температура горячего дутья, °С	1180	1178
Содержание кислорода в дутье, %	25,96	26,25
Температура колошникового газа, °С	121,8	108,3
Давление колошникового газа, МПа	1,14	1,23
Общий перепад давлений, МПа	0,154	0,156
в т.ч колошник – середина	0,044	0,072
середина шахты – фурмы	0,110	0,084
Содержание в колошниковом газе, %		
CO	21,60	22,40
CO ₂	20,78	21,19
Степень использования СО, %	49,03	48,65
Содержание в чугуне, %		
кремния	0,49	0,50
серы	0,017	0,019
марганца	0,42	0,39
фосфора	0,117	0,105
Содержание в шлаке, %		
магнезии	11,94	11,30
глинозема	16,47	16,25
Основность шлака по CaO/SiO $_2$	0,98	1,01
Выход шлака, кг/т	342,8	337,6
Простои к номинальному времени, %	1,44	0

-					~		
	DITODITT TO	TOVILLIO	DIZOHOMUNOOU	ΠΟΙΜΟΟΟΤΟΠΗ	DODOTI I	TOMOTION	TIOTIT
	ланкные	техники		никикитети	11/2/10/16		
∙-	viio biibic	ICAIIINO	JRUHUMIN ICCRIC	nonajaionn	pavoibi	Aomenion	110 111
						, ,	

нении с базовым периодом, уменьшилось с 0,314 до 0,279 ед. (11,1 %).

В опытном периоде были рассчитаны критерии [4], характеризующие промывку горна доменной печи: изме-

нения фактического и расчетного выхода шлака, степени прямого восстановления, а также показателя DMI (дренажной способности горна). Изменение критериев промывки горна в исследуемых периодах приведено ниже:

Помороточи	Период базовый/ опытный		
показатели			
Выход шлака, кг/т:			
фактический	342,8/337,5		
расчетный	343,1/334,0		
изменение (факт. – расчет.)	-0,3/3,5		
Степень прямого восстановления, %:	23,04/26,05		
изменение	- /+ 3,0 1		
Показатель DMI, ед.:	219/231		
изменение	-/+12		

Из анализа представленных выше величин следует, что в период использования брикетов выход шлака из печи вырос на 3,5 кг/т чугуна. Увеличение степени прямого восстановления с 23,04 до 26,05 % указывает на большее развитие реакции прямого восстановления при взаимодействии коксового мусора с кислородом монооксида железа и наличие эффекта промывки. Повышение показателя DMI (чем выше, тем лучше) с 219 до 231 подтверждает данные о достаточно высоком промывочном эффекте использованных брикетов.

Поскольку в опытном периоде изменился ряд величин, оказывающих непосредственное влияние на производительность печи и расход кокса, показатели (по расходу природного газа, концентрации кислорода, содержанию железа и т.п.) работы в опытном периоде были приведены к условиям базового (см. таблицу).

Из анализа представленных значений следует, что в период использования промывочных брикетов фактическая производительность печи увеличилась на 367,5 т/сут (6,7 %) вследствие повышения содержания железа в шихте на 0,36 % и исключения простоев печи. По отдельным суткам периода производительность доменной печи изменялась от 5983,8 до 5548 т/сут, оставаясь выше среднесуточной производительности базового периода (5467,2 т/сут). Расчетная приведенная производительность доменной печи выше производительности в базовом периоде на 194,4 т (3,5 %) и составила 5661,6 т/сут.

Отмечено улучшение газодинамического режима процесса плавки в опытном периоде за счет повышения общего перепада давления газа в печи с 0,154 до 0,156 МПа и снижения нижнего перепада его давления с 0,110 до 0,084 МПа.

Фактический удельный расход кокса в опытном периоде уменьшился с 446,8 до 444,4 кг (на 0,53 %). Расчетный приведенный к сопоставимым условиям расход кокса ниже уровня базового периода на 4,1 кг/т (0,69 %).

Выводы. Использование в шихте доменной печи полезным объемом 3000 м³ промывочных брикетов в количестве 30 - 60 кг/т чугуна способствовало достаточно эффективной промывке горна и сохранению ровного хода печи. Загрузка промывочных брикетов указанного количества способствовала некоторому увеличению (на 4,3 кг/т чугуна) выхода шлака, снижению коэффициента загромождения на 11,1 % и улучшению дренажной способности горна на 12 ед. Расчетная приведенная производительность доменной печи увеличилась на 3,5 % при снижении приведенного удельного расхода кокса на 0,69 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Murai R., Murao A., Sato M., Ariyama T. // CAMP-ISIJ. 2003. Vol. 16. № 31. P. 142.
- 2. Бугаев С.Ф., Никитин Л.Д., Портнов Л.В. идр. // Металлург. 2004. № 11. С. 34 36.
- Долинский В.А., Бугаев С.Ф., Никитин Л.Д., Кошельников А.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 12. С. 9 – 14.
- Курунов И.Ф., Щеглов Э.М., Емельянов В.Л., Титов В.Н. // Металлург. 2007. № 6. С. 36 – 39.

© 2013 г. В.А. Долинский, Л.Д. Никитин, А.М. Коверзин, Л.В. Портнов, С.Ф. Бугаев Поступила 25 октября 2012 г.
УДК 669.18:621.74.047:515.15

З.К. Кабаков¹, И.Ю. Мазина², Т.А. Окунева¹

¹ Череповецкий государственный университет ² Филиал Военной академии Министерства обороны РФ (г. Череповец)

ТЕСТИРОВАНИЕ ЧИСЛЕННОГО РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ПЛОСКОЙ ЗАГОТОВКИ НА ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ МЕТАЛЛА

Аннотация. Изложен способ тестирования численных моделей двухмерной задачи Стефана с использованием точного решения. Приведены математическая модель, аналитическое решение рассматриваемой задачи, используемое для тестирования. Представлены результаты исследования влияния настроечных параметров численного алгоритма на погрешность моделирования.

Ключевые слова: математическая модель затвердевания металла, тестирование, двухмерная задача Стефана, погрешность решения.

PECULIARITIES OF BINARY EUTECTIC'S CRYSTALLIZATION IN THREE-COMPONENT SYSTEM

Abstract. The method for testing numerical models of a two-dimensional Stefan problem using the exact solution is stated. The mathematical model and the analytical solution of the considered problem used for the testing are provided. Research results of influence of setting parameters of numerical algorithm on a modeling error are presented.

Keywords: Mathematical model of metal solidification, testing, two-dimensional Stefan problem, solution error.

Разработка металлургических агрегатов и совершенствование их работы часто связаны с исследованиями температурных полей, перемещения границ фазовых переходов, и в частности, процесса затвердевания металлов. Важная роль в этих исследованиях принадлежит математическому моделированию. Как правило, задачи затвердевания являются нелинейными и многомерными, поэтому для их решения применяются численные методы. Однако в работах [1, 2], в которых применяется математическое моделирование процессов затвердевания, уделяется недостаточно внимания вопросу тестирования алгоритмов численного решения.

В настоящей работе предложен метод тестирования численного решения задачи затвердевания, основанный на использовании точного решения задачи Стефана. Метод изложим на примере тестирования численного решения задачи затвердевания плоской заготовки на горизонтальной установке непрерывной разливки металла [3]. В работе [3] эта задача сформулирована для обоснования основных конструктивных и технологических параметров установки для горизонтальной непрерывной разливки металла с электромагнитным подвешиванием. Такая установка позволяет получать прутки толщиной не более 10 мм с гладкой поверхностью. В установке с электромагнитным подвешиванием струя жидкого металла затвердевает во взвешенном состоянии под действием поля электромагнитных сил, которые возникают при скрещении магнитного поля и электрического тока, пропускаемого через заготовку. Схема установки показана на рис. 1.

Устройство для литья представляет собой промежуточный ковш. Металл после выхода из разливочного стакана поддерживается электромагнитной силой f = iB(здесь *i* – плотность тока в заготовке; *B* – индукция магнитного поля), возникающей в струе при скрещении во взаимно перпендикулярных направлениях постоянного магнитного поля и постоянного электрического тока. Магнитное поле создается электромагнитом. От жидкого металла к затвердевшему проходит ток, подводимый с помощью электрода и роликов. Жидкий металл охлаждается сначала за счет излучения и свободной конвекции, а затем водой. Затвердевшая заготовка вытягивается роликами.



Рис. 1. Схема установки литья: 1 – электрод; 2 – промежуточный ковш; 3 – жидкий металл; 4 – стакан; 5 – электромагнит; 6 – водяное охлаждение; 7 – готовая заготовка; 8 – ролики

На рис. 2 показана схема расчетной области, которая выбрана в сечении, проходящем через широкие грани заготовки.

Математическая модель процесса затвердевания на предложенной установке включает сквозное уравнение теплопроводности, учитывающее выделение теплоты кристаллизации двойного сплава в интервале температур ликвидус – солидус,

$$c_{3\Phi} \rho \left(\frac{\partial T}{\partial t} + v \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2};$$

$$c_{3\Phi} = \begin{cases} c(T) \text{ при } T < T_c, T > T_n; \\ c(T) + \frac{L}{T_n - T_c} \text{ при } T_c \le T \le T_n, \end{cases}$$
(1)

интегрируемое в области $0 \le x \le S$, $0 \le z \le h$, $0 \le t \le t_{\kappa}$, и граничные условия:

при
$$z = 0, 0 \le x \le S$$
 $T(x, 0, t) = T^0;$ (2)

при
$$x = 0, 0 \le z \le h$$
 $\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = 0;$ (3)

при $x = S, 0 \le z \le l_{\pi}$ $-\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha_{\kappa} (T_{\pi} - T_{cp}) + \sigma_0 \varepsilon' (T_{\pi}^4 - T_{cp}^4);$ (4)

при
$$x = S$$
, $l_{\rm n} \le z \le h$ $-\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha_{\rm B} (T_{\rm n} - T_{\rm B});$ (5)

при
$$z = h, 0 \le x \le S$$
 $\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 0,$ (6)

где $c_{3\phi}$ – эффективная теплоемкость [4]; ρ – плотность; v – скорость литья; T_n и T_{cp} – температура поверхности и среды; T^0 – температура расплава, выходящего из промежуточного ковша; T_n и T_c – температура ликвидуса и солидуса; λ – коэффициент теплопроводности; c(T) – теплоемкость металла; L – удельная теплота кристаллизации; S – половина ширины заготовки; h – длина расчетной области; l_n и $l_{охп}$ – длина зоны



Рис. 2. Схема расчетной области: *I* – жидкая фаза; *2* – двухфазная зона; *3* – твердая фаза

поддержки и зоны охлаждения; α_{κ} – коэффициент теплоотдачи конвекцией; σ_0 – излучение абсолютно черного тела; ϵ' – степень черноты тела; $\alpha_{\rm B}$ – коэффициент теплоотдачи к воде; ϵ – граница фазового перехода (длина жидкой фазы).

Система уравнений (1) – (6) решена численным методом – методом конечных разностей. Значения температуры рассчитывали в узлах расчетной области, координаты которых находили по формулам $x_i = (i - 0,5)\Delta x$, $z_j = (j - 0,5)\Delta z$ для дискретных моментов времени $t^n = \Delta tn$, где $i = \overline{0}$, N + 1; $j = \overline{0}$, M + 1; $N \times M$ – количество узлов внутри расчетной области; 0, ..., N + 1 и 0, ..., M + 1 – номера фиктивных узлов, находящихся за пределами области на расстоянии $\Delta x/2$ и $\Delta z/2$ соответственно; $\Delta x = S/N$ и $\Delta z = h/M$ – расстояния между узлами по осям Ox и Oz; $n = \overline{0}, \left[\frac{t_{\kappa}}{\Delta t}\right]$ – моменты времени (n = 0 – начальный момент времени); Δt – расчетный шаг по времени (для краткости температура $T(x_i, z_j, t^n)$ обозначена $T_{i,j}^n$. Использовали явную схему аппроксимации производных по координатам.

Численное решение при явной схеме аппроксимации является условно устойчивым, значение Δt рассчитывается из условия $\Delta t = \min(\Delta t_1, \Delta t_2)$, где $\Delta t_1 = \frac{c\rho}{k_1 \lambda \left(\frac{1}{\Delta x^2} + \frac{1}{\Delta z^2}\right)}$ и $\Delta t_2 = \frac{\Delta z}{vk_2}$, k_1 , $k_2 > 2$. Погреш-

ность численного решения в таком случае зависит от настроечных параметров алгоритма N, M, k_1 и k_2 , а также параметра $\Delta T = T_{\pi} - T_c$ в математическом описании затвердевания пластины. Эти параметры необходимо выбирать таким образом, чтобы погрешность результатов моделирования не превосходила заданную.

Для проведения тестирования необходимо точное решение. Для этого упростили постановку задачи так, чтобы можно было получить аналитическое решение задачи затвердевания заготовки. Вместо двухмерной задачи затвердевания бинарного сплава рассмотрели затвердевание заготовки из чистого металла и только вдоль оси *Oz*. При условии z = h задали температуру поверхности постоянной (T_n) . Упрощенная задача имеет аналитическое решение, включающее поля температуры

в твердой фазе
$$T_1(z,t) = T_{\kappa p} - \frac{\left(T^0 - T_{\kappa p}\right)\left(1 - e^{b_1 z}\right)}{1 - e^{b_1 z}};$$
 (7)

в жидкой фазе
$$T_2(z,t) = T_{\rm kp} - \frac{\left(T_{\rm kp} - T_{\rm cp}\right)\left(e^{b_2\varepsilon} - e^{b_2z}\right)}{e^{b_2\varepsilon} - e^{b_2h}},$$
 (8)

и уравнение для расчета координаты границы фазового перехода при температуре кристаллизации

$$\lambda_{1}b_{1}\frac{T^{0}-T_{\kappa p}}{1-e^{b_{1}\varepsilon}}e^{b_{1}\varepsilon}-\lambda_{2}b_{2}\frac{T_{\kappa p}-T_{\pi}}{e^{b_{2}\varepsilon}-e^{b_{2}h}}e^{b_{2}\varepsilon}=\rho L\nu; \qquad (9)$$

здесь $b_i = c_i \rho v / \lambda_i$, $i = 1, 2; \lambda_1$ и λ_2 – теплопроводность твердой и жидкой фазы; c_1 и c_2 – теплоемкость твердой и жидкой фазы; T^0 – начальная температура расплава; $T_{\rm kp}$ – температура кристаллизации.

В качестве температур ликвидуса и солидуса в задаче, решенной методом конечных разностей, приняли $T_n = T_{\rm kp} + \Delta T/2$, $T_c = T_{\rm kp} - \Delta T/2$, $\Delta T = T_n - T_c - \phi$ иктивный интервал кристаллизации. Длина є жидкой фазы отсчитывается от x = 0 до координаты изотермы $T_{\rm kp}$ и находится по следующей формуле:

$$\varepsilon = \Delta z \left(j - \frac{3}{2}\right) + \Delta z \frac{T_{\mathrm{кp}} - T_{i,j-1}}{T_{i,j} - T_{i,j-1}} \text{ при } T_{i,j-1} \leq T_{\mathrm{кp}} < T_{i,j}.$$

Тестирование выполнено на конкретном типичном варианте использования модели для изучения затвердевания и охлаждения алюминиевой заготовки толщиной 3 мм, охлаждаемой в симметричных условиях. Исходные данные для моделирования и расчета по формулам (7) – (9) приведены ниже:

Параметр	Значение параметра	Точное решение
IIupumoip	для модели	to moe pemenne
<i>S</i> , м	0,0015	-
<i>h</i> , м	0,03	0,03
<i>T</i> ⁰ , °C	685	685
T_{Π} , °C	_	130
$T_{\rm cp}, ^{\circ}{\rm C}$	130	_
ρ, кг/м ³	2700	2700
λ, Вт/(м·°С)	238	238
<i>с</i> , Дж/(кг.°С)	920	920
$T_{\rm kp}, ^{\circ}{\rm C}$	660	660
<i>L</i> , Дж/кг	357 000	357 000
α _к , Вт/(м²∙°С)	0	_
α _в , Вт/(м ^{2.} °С)	0	_
ε'	0	_
τ, мин	0,3	_
<i>v</i> , м/мин	0,3	0,3
п		

Примечание. т – конечное время процесса.





Тестирование результатов моделирования выполнили путем сравнения с точным решением (7) - (9) и оценкой погрешности моделирования. При тестировании исследовали влияние настроечных параметров конечно-разностного решения задачи затвердевания $(M, \Delta T, k_1, k_2)$ на результаты и погрешность моделирования.

Результаты исследования представлены на рис. 3 – 5.

На рис. 3 показано поле температуры по длине заготовки, полученное моделированием и с использованием точного решения. На рис. 4 приведена относительная погрешность моделирования температурного поля по длине слитка, которую рассчитывали по формуле

$$\delta = \frac{\left|T - T^*\right|}{T^*} 100 \%,$$

где T – результат моделирования температурного поля; T^* – точное значение температуры в момент времени t_{w} .

Наибольшая погрешность прогноза толщины корки наблюдается в окрестности границы фазового перехода.

На рис. 5 приведены результаты исследования влияния количества узлов M на относительную погрешность прогнозирования длины жидкой фазы. При увеличении количества узлов от 150 до 300 погрешность сокращается в два раза.

Исследование влияния величины ΔT на погрешности решения показало, что зависимость относительной погрешности от величины фиктивного интервала ΔT носит экстремальный характер, причем погрешность увеличивается с уменьшением и увеличением ΔT , существует оптимальный (8 – 12 °C) интервал, в котором погрешность минимальна. Отсюда следует, что величину ΔT нужно выбирать из условия минимума погрешности.







Рис. 5. Зависимость относительной погрешности определения длины жидкой фазы от M при $k_1 = k_2 = 5$, $\Delta T = 10$ °C

Оценка величин Δt_1 и Δt_2 показала, что, как правило, значения Δt_1 меньше Δt_2 на три порядка, поэтому значение Δt выбирается равным Δt_1 . В связи с этим относительную погрешность прогноза длины жидкой фазы исследовали при варьировании только коэффициента k_1 ; варьирование этого коэффициента в интервале 3 - 10 не показало влияния на погрешность.

Выводы. При тестировании численного решения задачи затвердевания, полученного методом конечных разностей с использованием явной схемы аппроксимации производных, получены следующие результаты: одновременное измельчение сетки и соответствующее уменьшение шага по времени согласно условию устойчивости существенно влияет на уменьшение погрешности; в результате тестирования установлено, что для уменьшения относительной погрешности до 1% необходимое количество узлов сетки по оси Oz не менее 200; величину фиктивного интервала ΔT при численном решении задачи Стефана следует подбирать из условия минимума относительной погрешности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Крупный слиток / А.Н. Смирнов, С.Л. Макуров, В.М. Сафонов, А.Ю. Цупрун. – Д.: Металлургия, 2009. – 278 с.
- **2.** И ванова А.А. В кн.: Труды ИПММ НАН Украины. Т. 16. Донецк: ИПММ, 2008. С. 93 102.
- Кабаков З.К., Мазина И.Ю. В кн.: Автоматизация и энергосбережение машиностроительного и металлургического производств, технология и надежность машин, приборов и оборудования. Материалы шестой международной науч.-техн. конференции. Т. 1. – Вологда: изд. ВоГТУ, 2010. С. 132 – 135.
- Тепловые процессы при непрерывном литье стали / Ю.А. Самойлович, С.А. Крулевецкий, В.А. Горяинов, З.К. Кабаков. – М.: Металлургия, 1982. – 152 с.

© 2013 г. 3.К. Кабаков, И.Ю. Мазина, Т.А. Окунева Поступила 13 марта 2012 г.

УДК 621.78:532.54

Э.Е. Бейгельзимер¹, Я.Е. Бейгельзимер²

¹ Научно-производственное общество «Доникс» ² Донецкий национальный технический университет

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ДЕЙСТВИТЕЛЬНЫХ РАЗМЕРОВ ПЯТНА ОРОШЕНИЯ СПРЕЙЕРНОЙ СТРУИ НА ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ ЛИСТОВОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Аннотация. Завершен цикл исследований по разработке аналитической модели геометрии пятна орошения спрейерной жидкой струи на плоской поверхности. Показан способ приближенного учета силы тяжести и сопротивления среды при расчете размеров пятна орошения наклонных струй, натекающих как на верхнюю, так и на нижнюю поверхности горизонтального листа. Результаты работы могут быть использованы при проектировании установок и технологии охлаждения и закалки горячих металлических листов спрейерными струями жидкости.

Ключевые слова: пятно орошения, струя, технология, аналитическая модель.

CALCULATION METHOD OF THE ACTUAL SPOT SIZE OF SPRAY JET IRRIGATION ON THE HORIZONTAL SHEET SURFACE

Abstract. Series of studies of the analytical model development of the spot geometry of spray jet irrigation on the flat surface is completed. The method of approximate calculation of gravity and environmental resistance for estimation of spot sizes of inclined jet irrigation, accumulating both on the top and the bottom surfaces of the horizontal sheet, is described. The results can be used for the design of installations and cooling technologies and quenching of hot metal sheets by spray liquid jets.

Keywords: spot irrigation, jet, technologie, analytical model.

Во многих процессах металлургического производства (в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ, при ускоренном охлаждении проката, при гидросбиве окалины, при закалке металла и др.) используется подача на листовую поверхность жидкости из форсунок в виде спрейерных струй, состоящих из множества отдельных капель. Эффективность такой обработки во многом зависит от размеров *пятна орошения* – области, в пределах которой происходит первичный контакт жидких капель с поверхностью. В работе [1] получены формулы для расчета так называемых *теоретических* размеров пятна орошения при допущении, что границы струи являются прямыми линиями. Фактически форма струи является криволинейной, поскольку траектории полета капель искривляются под действием силы тяжести и сопротивления среды [2]. Размеры пятна орошения, учитывающие реальную форму струи, называют *действием*. На практике при определенных параметрах и режимах работы форсунок действительные размеры пятна орошения могут существенно отличаться от теоретических. Однако сегодня и производители форсунок, и технологи на производстве вынуждены игнорировать это возможное несоответствие ввиду отсутствия инженерного решения задачи расчета действительных размеров пятна орошения.

Ниже представлено решение этой задачи, выполненное применительно к случаю натекания струй на горизонтальную листовую поверхность. При этом, как и в работе [1], рассматриваются *незакрученные* струи, т.е. струи, в которых все векторы скорости в выпускном сечении форсунки проходят через одну и ту же прямую линию – *продольную ось струи*.

Расчет размеров пятна орошения струи, перпендикулярной к поверхности

В простейшем случае, когда продольная ось струи перпендикулярна листовой поверхности (рис. 1), размер пятна орошения может быть рассчитан так:

$$D = d + 2X,\tag{1}$$

где *d* – соответствующий размер выпускного отверстия форсунки; *X* – дальность полета граничных капель струи, которая определяется непосредственно с использованием результатов работы [2] по формуле

$$X = \frac{2H\operatorname{ctg}\beta_0}{1+\sqrt{1\pm\Omega}};\tag{2}$$

знак «+» в подкоренном выражении относится к капле верхней струи (направленной на верхнюю поверхность листа), знак «-» – к капле нижней струи (направленной на нижнюю поверхность листа); H – расстояние от выпускного отверстия форсунки до поверхности листа; β_0 – угол вылета граничных капель из форсунки относительно горизонтали, который связан с углом раскрытия струи α следующим соотношением (оба угла – в радианах):



Рис. 1. Схема, поясняющая расчет размеров пятна орошения спрейерной струи, перпендикулярной к поверхности

Безразмерный комплекс Ω рассчитывается по формуле

$$\Omega = g \frac{\exp\left(2k_x SH\right) - 1}{k_x S v_0^2 \sin^2 \beta_0},\tag{4}$$

в которой g – ускорение свободного падения, v_0 – скорость капли при вылете из форсунки, k_x – параметр модели по траектории, S – размерный комплекс (м⁻¹), определяемый из соотношения

$$S = \frac{3}{8} \frac{c}{R} \frac{\rho_a}{\rho},\tag{5}$$

где $c \approx 0,45$ – коэффициент лобового сопротивления капли; R – радиус капли (принят постоянным по длине траектории); ρ_a – плотность парогазовой среды; ρ – плотность жидкости.

Для верхней струи параметр модели определяется как

$$k_{x} = \frac{1}{2} \left(1 + \frac{1}{\sin\beta_{0}} \right) \text{ при } H\sqrt{gS} \le 0,17v_{0} \sin\beta_{0};$$

$$k_{x} = \frac{1}{4} \left(3 + \frac{1}{\sin\beta_{0}} \right) \text{ при } H\sqrt{gS} > 0,17v_{0} \sin\beta_{0};$$
(6)

для нижней струи

$$k_x = \frac{1}{2} \left(1 + \frac{1}{\sin \beta_0} \right). \tag{7}$$

В большинстве случаев размером выпускного отверстия форсунки можно пренебречь по сравнению с размером пятна орошения. Поэтому формулу (1) можно записать в приближенном виде:

$$D = \frac{4H}{1 + \sqrt{1 \pm \Omega}} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}.$$
 (8)

Для сравнения на рис. 1 показан так называемый номинальный размер пятна орошения D_{nom} , который указывают производители форсунок. Он определяется исходя из допущения о постоянстве угла раскрытия струи по ее длине:

$$D_{nom} = 2H \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}.$$
 (9)

Сравнивая формулы (8) и (9), можно записать

$$D = k_D D_{nom}, \tag{10}$$

где k_D – коэффициент влияния силы тяжести и сопротивления среды, равный

$$k_D = \frac{2}{1 + \sqrt{1 \pm \Omega}}.$$
 (11)

На рис. 2 показана зависимость коэффициента k_D от расстояния (по вертикали) H от выпускного отверстия форсунки до поверхности листа для водяных струй с углом раскрытия $\alpha = 120^{\circ}$, движущихся в парогазовой среде. Кривые 1-3 отвечают струям с различными средними значениями скорости вылета (v_0) и радиуса (R) капель: $v_0 = 40$ м/с и R = 0,3 мм (кривые 1 и 1'), $v_0 = 20$ м/с и R = 0,7 мм (кривые 2 и 2'), $v_0 = 10$ м/с и R = 0,9 мм (кривые 3 и 3'). Значение коэффициента влияния силы тяжести и сопротивления среды варьируется в интервалах $k_D = 0,7 \div 1,0$ и $k_D = 1,0 \div 1,3$ соответственно для верхних и нижних струй.

Погрешность, которую вносит в расчет размера пятна орошения допущение о постоянстве угла раскрытия струи по ее длине (т.е. пренебрежение влиянием силы тяжести и сопротивления среды), можно оценить по формуле

$$\frac{D_{nom} - D}{D} = \frac{1}{k_D} - 1.$$
 (12)

При значениях $k_D = 0.95 \div 1.05$ указанная погрешность не превышает 5 %; в этом случае влиянием силы тяжести и сопротивления среды на размер пятна орошения можно пренебречь. В других случаях пренебрежение указанными факторами может приводить к существенной погрешности: до плюс 40 % для верхних струй (при $k_D = 0.7$) и до минус 20 % для нижних (при $k_D = 1.3$).

Расчет размеров пятна орошения при произвольном расположении форсунки

Перейдем к рассмотрению общего случая, когда форсунка наклонена к поверхности листа и повернута на определенный угол относительно своей продольной оси. В части терминологии и обозначений будем следо-



Рис. 2. Зависимость коэффициента влияния силы тяжести и сопротивления среды от расстояния от сопла до поверхности листа для верхней (область ниже значения $k_D = 1$) и нижней (область выше значения $k_D = 1$) струй

вать работе [2]. На рис. З изображено выпускное сечение форсунки с центром в точке О. Ее продольная ось ОО' наклонена к вертикали под углом у. В плоскости выпускного сечения проведем прямую ОС, параллельную плоскости листа. Эту прямую назовем полярной осью. Рассмотрим траекторию капли, вылетающей из произвольной точки Р выпускного сечения. Положение точки Р определяется углом поворота в радиуса ОР относительно полярной оси выпускного сечения форсунки (радиусом будем называть любой отрезок, соединяющий центральную точку сечения с его границей, независимо от того, круглое это сечение или нет). Если не учитывать силу тяжести и сопротивление среды, указанную траекторию можно представить прямой линией РР', пересекающей продольную ось струи в фокусе F. Из-за воздействия силы тяжести и сопротивления среды траектория искривляется и вместо прямой линии PP' принимает форму кривой PP^* (где P^* – точка падения капли на поверхность листа). Введем декартову систему координат: центр координат поместим в фокусе F, ось z направим по продольной оси струи, ось у – параллельно полярной оси выпускного сечения форсунки, ось *х* – перпендикулярно осям *у* и *z*.

Пусть Q – основание перпендикуляра, опущенного из точки P на плоскость листа. Можно считать, что длина этого перпендикуляра приближенно равна длине перпендикуляра |OE| = H, опущенного на плоскость листа из центра выпускного сечения форсунки, т.е. будем полагать, что $|PQ| \approx H$. Удаление точки P^* по горизонтали от точки P на рис. З выражается длиной отрезка QP^* . Обозначим это удаление через $X = |QP^*|$. Соотношение между параметрами H и X выражается формулами (2) – (7).

Значение (в радианах) фактического угла β_0 наклона скорости капли к горизонтали при вылете из форсунки может быть выражено так (рис. 3):

$$\beta_0 = \frac{\pi}{2} - \psi, \tag{13}$$

где ψ – угол наклона вектора скорости капли к вертикали при вылете из форсунки, рад.

Косинус угла ψ равен скалярному произведению векторов: единичного вектора нормали к поверхности листа \vec{n} и единичного вектора образующей конуса орошения \vec{p} (направленного по образующей *PP'*):

$$\cos \psi = \vec{n}\vec{p}.\tag{14}$$

С другой стороны, скалярное произведение векторов равно сумме попарных произведений их декартовых координат:

$$\vec{n}\vec{p} = n_x p_x + n_y p_y + n_z p_z.$$
(15)

В системе координат, введенной на рис. 3, координаты этих векторов составят



Рис. 3. Расчетная схема к определению размеров пятна орошения спрейерной струи с учетом силы тяжести и сопротивления среды

$$n_x = \sin\gamma, \ n_y = 0, \ n_z = \cos\gamma;$$
 (16)

$$p_x = \frac{x_P}{|FP|}, \ p_y = \frac{y_P}{|FP|}, \ p_z = \frac{z_P}{|FP|}, \ (17)$$

где x_p , y_p и z_p – координаты точки P; |FP| – длина отрезка FP, равная

$$\left|FP\right| = \frac{r}{\sin\phi},\tag{18}$$

r – длина радиуса *OP*, φ – *угол раствора струи* в точке *P* (т.е. угол между продольной осью струи *OO*' и образующей *PP*').

Координаты точки Р следующие [1]:

$$x_p = -r\sin\theta, \ y_p = r\cos\theta, \ z_p = r\operatorname{ctg}\varphi.$$
 (19)

Учитывая уравнения (18) и (19), из выражений (17) находим координаты единичного вектора \vec{p} :

$$p_x = -\sin\theta\sin\phi, \ p_y = \cos\theta\sin\phi, \ p_z = \cos\phi.$$
 (20)

Подставляя координаты векторов (16) и (20) в уравнение (15), совместно с (14) получаем

$$\cos \psi = \sin \beta_0 = \cos \varphi \cos \gamma - \sin \theta \sin \varphi \sin \gamma. \quad (21)$$

Формула (21) позволяет рассчитать синус искомого угла наклона образующей к горизонтали (β_{00}) в зависимости от угла наклона струи (γ), угла ее раствора по расчетному радиусу (φ) и полярного угла поворота этого радиуса (θ). С использованием полученного значения sin β_0 по формуле (2) может быть рассчитано расстояние X, на которое точка P^* падения капли удалена в плоскости листа от основания Q перпендикуляра, опущенного из точки P.

Соединим точку P с точкой P^* прямым отрезком (см. рис. 3). Угол наклона отрезка PP^* к вертикали обозначим символом ψ^* . Из прямоугольного треугольника PQP^* следует

$$\operatorname{tg}\psi^* = \frac{X}{H}.$$
 (22)

С учетом выражения (2) для параметра *X* из последней формулы находим

$$tg\psi^* = \frac{2\sqrt{1-\sin^2\beta_0}}{\left(1+\sqrt{1\pm\Omega}\right)\sin\beta_0}.$$
 (23)

Прямая PP^* является скрещивающейся по отношению к продольной оси струи OO', т.е. продолжение прямой PP^* в обратную сторону от точки P фактически не пересекает ось OO'. Однако в первом приближении можно не учитывать расхождение указанных прямых, считая условно, что они пересекаются в новом фокусе F^* . По направлению PP^* проведем единичный вектор \vec{p}^* (согласно принятому допущению, направление этого

вектора проходит через фокус F^*). Определим координаты вектора \vec{p}^* в системе координат, аналогичной ранее принятой, только с центром в точке F^* . Для этого повторим выкладки, сделанные ранее при определении координат вектора \vec{p} . В результате находим

$$p_x^* = -\sin\theta\sin\phi^*, \ p_y^* = \cos\theta\sin\phi^*, \ p_z^* = \cos\phi^*, \ (24)$$

где ϕ^* – угол между отрезком *PP*^{*} и продольной осью струи *OO*', который можно назвать *приведенным углом раствора струи* по данному расчетному радиусу выпускного отверстия форсунки.

По аналогии с формулой (21) запишем соотношение, основанное на скалярном произведении векторов \vec{n} и \vec{p}^* :

$$\cos\psi^* = \cos\varphi^* \cos\gamma - \sin\theta \sin\varphi^* \sin\gamma.$$
(25)

Заменяя в этой формуле $\cos \phi^* = \sqrt{1 - \sin^2 \phi^*}$, после элементарных преобразований получаем для определения угла ϕ^* квадратное уравнение, имеющее в общем случае два корня:

$$\varphi_{1}^{*} = \arcsin\left[\left(-\cos\psi^{*}\sin\theta\sin\gamma + \cos\gamma\sqrt{\sin^{2}\psi^{*} - \sin^{2}\gamma\cos^{2}\theta}\right)/(1 - \sin^{2}\gamma\cos^{2}\theta)\right]; (26)$$
$$\varphi_{2}^{*} = \arcsin\left[\left(-\cos\psi^{*}\sin\theta\sin\gamma - \cos\gamma\sqrt{\sin^{2}\psi^{*} - \sin^{2}\gamma\cos^{2}\theta}\right)/(1 - \sin^{2}\gamma\cos^{2}\theta)\right]. (27)$$

Напомним, что уравнение (25) и соответственно решения (26) и (27) являются приближенными, поскольку получены в рамках допущения о том, что прямая PP^* и продольная ось *OO*' пересекаются. Сопоставление результатов расчетов по формулам (26), (27) с результатами численного моделирования показывает, что с достаточной в практических целях точностью можно рекомендовать следующие инженерные формулы для определения угла ϕ^* на базе полученных корней (26), (27):

если
$$\sin^2 \psi^* - \sin^2 \gamma \cos^2 \theta \ge 0,1 \ \varkappa \left| \phi - \phi_1^* \right| < \left| \phi - \phi_2^* \right|,$$

то $\phi^* = \phi_1^*;$
если $\sin^2 \psi^* - \sin^2 \gamma \cos^2 \theta \ge 0,1 \ \varkappa \left| \phi - \phi_1^* \right| \ge \left| \phi - \phi_2^* \right|,$
то $\phi^* = \phi_2^*;$ (28)
если $\sin^2 \psi^* - \sin^2 \gamma \cos^2 \theta < 0,1,$ то $\phi^* = \phi.$

Итак, влияние силы тяжести и сопротивления среды на размер пятна орошения в первом приближении может быть учтено заменой исходного угла раствора струи φ на приведенный угол раствора φ^* . Подобная замена может быть выполнена для любого полярного угла θ поворота радиуса выпускного сечения форсунки. Это дает возможность свести расчет размеров пятна орошения к формулам, полученным в работе [1] без учета силы тяжести и сопротивления среды. Для этого достаточно в них заменить угол ϕ на угол ϕ^* . Обозначая и другие параметры «звездочкой» (что будет означать, что они определяются с учетом силы тяжести и сопротивления среды), указанные формулы можно записать в виде

$$R_{\theta}^* = k_{R\theta}^* R_0^*, \qquad (29)$$

где R_{θ}^* – радиус пятна орошения при нулевом полярном угле поворота соответствующего радиуса выпускного сечения форсунки, определяемый как

$$R_0^* = r + \frac{H}{\cos\gamma} \operatorname{tg} \varphi^*;$$
 (30)

 $k_{R\theta}^*$ – коэффициент влияния полярного угла на радиус пятна орошения,

$$k_{R\theta}^* = \frac{\sqrt{1 + \sin^2\theta \, \mathrm{tg}^2 \, \gamma}}{1 - \sin\theta \, \mathrm{tg} \, \gamma \, \mathrm{tg} \, \varphi^*}.$$
 (31)

Напомним, что формула (24) справедлива для таких сочетаний углов θ, γ и φ^{*}, при которых траектория капли пересекает плоскость листа [1]:

$$1 - \sin\theta \operatorname{tg}\gamma \operatorname{tg}\varphi^* > 0. \tag{32}$$

Следует обратить внимание на то, что даже в условиях равенства углов раствора струи φ в симметричных точках выпускного сечения форсунки, приведенные углы раствора φ^* в этих точках в общем случае не равны между собой. Поэтому в случае расчета пятна орошения с учетом силы тяжести и сопротивления среды перейти от радиуса к диаметру пятна орошения, как это сделано в работе [1], не представляется возможным. В этом случае значение диаметра пятна орошения определяется суммированием длин сопряженных радиусов, которые рассчитываются отдельно.

В качестве примера на рис. 4 показаны пятна орошения для наклонной струи воды, рассчитанные с учетом (по формулам настоящей статьи) и без учета (по формулам работы [1]) силы тяжести и аэродинамического сопротивления. Принято, что струя истекает из конусной форсунки (имеющей круглую форму выпускного сечения), средний радиус капель R = 0,7мм, скорость капель при вылете из форсунки $v_0 = 20$ м/с, вертикальное расстояние от выпускного сечения форсунки до поверхности листа H = 0,5 м, продольная ось струи наклонена к вертикали под углом $\gamma = 20^{\circ}$, исходный угол раствора струи $\phi = 55^{\circ}$. В приведенном примере влияние силы тяжести и сопротивления среды выражается в том, что для верхней струи (т.е.



Рис. 4. Расчетное пятно орошения верхней (*a*) и нижней (*б*) наклонной спрейерной струи воды из конусной форсунки со следующими параметрами: R = 0,7 мм, $v_0 = 20$ м/с, H = 0,5 м, $\gamma = 20^\circ$, $\varphi = 5^\circ$; — – с учетом силы тяжести и сопротивления среды по формулам настоящей работы; – – – без учета силы тяжести и сопротивления среды по формулам работы [1]; в системе координат θ – точка пересечения продольной оси струи с плоскостью листа, значения координат – в метрах

натекающей на верхнюю поверхность листа) площадь пятна орошения уменьшается на 11 %, а для нижней струи (т.е. натекающей на нижнюю поверхность листа) – увеличивается на 18 %.

Выводы. Обоснована методика приближенного учета силы тяжести и сопротивления среды при расчете геометрии пятна орошения наклонной спрейерной струи на поверхности горизонтального листа. Решение справедливо для струй, натекающих как на верхнюю, так и на нижнюю поверхности листа. Итоговые формулы выражены в виде простых зависимостей (29) – (31). Их отличие от аналогичных формул, полученных без учета силы тяжести и сопротивления среды, состоит в использовании приведенного угла раствора струи ϕ^* взамен номинального. Для расчета угла φ^{*} использовано полученное ранее приближенное уравнение траектории сферической капли жидкости в парогазовой среде. Учет реального искривления формы спрейерной струи по приведенным выше формулам позволяет на 10 – 20 % уточнить оценку площади пятна орошения при проектировании и управлении процессом охлаждения горячих металлических листов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Бейгельзимер Э.Е., Бейгельзимер Я.Е. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 32 – 36.
- Бейгельзимер Э.Е., Бейгельзимер Я.Е. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 43 – 47.

© 2013 г. Э.Я. Бейгельзимер, Я.Е. Бейгельзимер Поступила 12 января 2012 г.

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 669.14.018.29.017:539.3

М.В. Чукин, А.Г. Корчунов, М.А. Полякова, А.В. Лысенин, А.Е. Гулин

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

РАЗРАБОТКА КРИТЕРИАЛЬНОЙ ОЦЕНКИ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ*

Аннотация. Формализован процесс получения заданной ультрамелкозернистой структуры и механических свойств углеродистой стали в методах интенсивной пластической деформации. Рассмотрены особенности применения стохастических и статистических математических моделей для описания процессов интенсивной пластической деформации с различным объемом информации о взаимосвязи параметров управления процессом и механическими свойствами углеродистых сталей с ультрамелкозернистой структурой. Разработан критериальный подход для оценки эффективности процессов интенсивной пластической деформации углеродистых сталей.

Ключевые слова: углеродистые стали, пластическая деформация, эффективность, модель.

DEVELOPMENT OF EVALUATION CRITERIA OF THE PROCESS EFFECTIVENESS OF INTENSIVE PLASTIC DEFORMATION OF STRUCTURAL CARBON STEELS

Abstract. The formation process of the required ultrafine structure and mechanical properties of carbon steel by severe plastic deformation is formalized. Peculiarities of stochastic and statistical mathematical models application for description of the severe plastic deformation processes with different information volume about interconnection of parameters of process control and mechanical properties of carbon steels with ultrafine structure are examined. The criteria approach for evaluation of the processes effectiveness of intensive plastic deformation carbon steels.

Keywords: carbon steels, plastic deformation, effectiveness, model.

Преимущество металлов и сплавов с нано- (НС) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурами перед их крупнокристаллическими аналогами в настоящее время уже не вызывает сомнений. Наиболее технологичными методами формирования УМЗ структуры являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Однако, для разработки технологических процессов производства изделий из металлов и сплавов с УМЗ структурой необходимо разработать методологический подход, позволяющий прогнозировать получение заданной структуры и механических свойств при определенной степени деформации в ходе ИПД. Фундаментальные основы теоретических закономерностей структурообразования и формирования механических свойств при больших деформациях изложены в работах А.М. Андриевского, А.М. Глезера, Р.З. Валиева, С.В. Добаткина, В.Е. Панина, В.В. Рыбина, Ф.З. Утяшева, Г. Гляйтера и других отечественных и зарубежных исследователей [1 – 8 и др.]. Современное состояние и развитие процессов ИПД характеризуется существованием как хорошо изученных процессов (например, равноканальное угловое прессование (РКУП), интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК), винтовая экструзия и др.), так и появлением новых процессов деформационного наноструктурирования, что требует проведения многофакторных экспериментов для установления технических и технологических параметров. С этой точки зрения представляется целесообразным рассмотреть возможность количественной оценки происходящих изменений микроструктуры и механических свойств металлов и сплавов при различных процессах ИПД.

Поскольку конструкционная углеродистая сталь с НС и УМЗ структурами обладает уникальным сочетанием прочностных и пластических свойств, это делает ее перспективным конструкционным материалом для производства металлоизделий с повышенными эксплуатационными свойствами. В настоящей работе для оценки эффективности различных методов ИПД для формирования УМЗ структуры в конструкционных углеродистых сталях предлагается использовать систему критериев, учитывающих параметры управления и параметры состояния исходной заготовки, параметры микроструктуры стали и ее механических свойств.

Формализовать процесс получения заданной УМЗ структуры и механических свойств конструкционной

^{*} Работа проведена в рамках реализации программы стратегического развития университета на 2012 – 2016 гг. (конкурсная поддержка Минобразования РФ программ стратегического развития ГОУ ВПО), а также при поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.В37.21.0068 «Разработка фундаментальных принципов проектирования многостадийных процессов термодеформационного наноструктурирования стальных заготовок большого диаметра»).

углеродистой стали можно, используя совокупность универсальных множеств, включающих блок входных переменных, блок объекта управления и блок выходных переменных. Функциональный блок входных переменных должен состоять из переменных, характеризующих показатели механических свойств стали в исхолном состоянии, и управляющих переменных, характеризующих параметры управления процессом ИПД. Функциональный блок объекта управления должен включать переменные состояния, характеризующие параметры микроструктуры обрабатываемой стали, изменяющиеся в процессе ИПД. Функциональный блок выходных переменных должен включать переменные, характеризующие показатели механических свойств стали после осуществления процесса ИПД. Для формализации процедуры сравнения полученных после ИПД показателей механических свойств с теоретически возможными показателями механических свойств, которые можно получить в ходе данного процесса ИПД, следует использовать функциональный блок сравнения и оценки. Такой подход позволяет использовать различные виды моделей для математического описания взаимосвязи параметров управления, параметров микроструктуры и показателей механических свойств конструкционных углеродистых сталей в процессах ИПД (рис. 1).

Такие процессы ИПД, как РКУП, ИПДК, винтовая экструзия и др., характеризуются большим объе-



Рис. 1. Математические модели, используемые для описания взаимосвязи параметров управления, параметров микроструктуры и показателей механических свойств конструкционных углеродистых сталей в процессах ИПД

мом информации о взаимосвязи между параметрами управления процессом ИПД и механическими свойствами углеродистых сталей с НС и УМЗ структурами. Критерием *I* эффективности управления структурой и механическими свойствами сталей с НС и УМЗ структурами может являться стабильность осуществляемого процесса ИПД

$$I(U,V) = S = \frac{\sum_{i=1}^{n} \lambda_i \left(\delta K_i^0\right)^2}{\sum_{i=1}^{n} \lambda_i \left(\delta K_i\right)^2} \to \max,$$
(1)

где U и V – совокупность параметров управления и состояния; S – стабильность процесса интенсивной пластической деформации; λ_i – коэффициент весомости; δK_i^0 – начальные возмущения показателей механических свойств и параметров микроструктуры стали; δK_i – возмущения показателей механических свойств и параметров микроструктуры углеродистой стали с HC и УM3 структурами.

Целевые функционалы будут иметь вид

$$Mf^{0}(\bar{x}(S), S) = MI(U, V) = \int_{\Omega} \left(\frac{(\delta K_{1})^{2}}{(\delta K_{1}^{0})^{2}} \right) PdS; \quad (2)$$
$$Df^{0}(\bar{x}(S), S) = DI(U, V) =$$
$$= \int_{\Omega} \left\{ \frac{(\delta K_{1})^{2}}{(\delta K_{1}^{0})^{2}} - M \left[\frac{(\delta K_{1})^{2}}{(\delta K_{1}^{0})^{2}} \right] \right\}^{2} PdS, \quad (3)$$

где $Mf^{0}(\bar{x}(S), S)$ – математическое ожидание случайной величины $f^{0}(\bar{x}(S), S)$; Ω – множество событий, на которых определена вероятность P, причем $S \in \Omega$; $Df^{0}(\bar{x}(S), S)$ – дисперсия случайной величины $f^{0}(\bar{x}(S), S)$; δK_{1}^{0} – начальные возмущения параметров микроструктуры стали; δK_{1} – возмущения параметров микроструктуры углеродистой стали с НС и УМЗ структурами.

В ходе исследования методов ИПД параметры управления являются практически всегда детерминированными, однозначно определенными величинами, и выражаются действительными числами; например, количество циклов обработки и конструктивные параметры инструмента при РКУП, циклической деформации «осадка – экструзия – осадка» и др. С другой стороны, значения параметров состояния и механических свойств обрабатываемых углеродистых сталей в таких процессах являются случайными, недетерминированными величинами. Исходя из этого, стохастическую модель целесообразно применять для хорошо изученных процессов ИПД при условии достаточного количества необходимой технологической информации. Такая модель может быть использована для оптимизации процесса ИПД, т.е. для нахождения таких значений параметров, при которых функция, выбранная в качестве целевого функционала, примет максимальное или минимальное значение.

В статистической модели управления значения всех или отдельных параметров устанавливаются случайными величинами, заданными оценками плотностей вероятностей, полученными в результате обработки ограниченной экспериментальной выборки данных параметров. Формализация метода статистического моделирования сводится к построению для процесса управления структурой и свойствами конструкционных углеродистых сталей с НС и УМЗ структурами в процессах ИПД некоторого моделирующего алгоритма и его реализации с использованием программно-технических средств ЭВМ. В результате статистического моделирования получается серия частных значений искомых величин или функций, статистическая обработка которых позволяет получить сведения о поведении реального процесса структурообразования в стали в ходе осуществления процесса ИПД. Если количество необходимой информации достаточно велико, то полученные результаты моделирования приобретают статистическую устойчивость и с достаточной точностью могут быть приняты в качестве оценок искомых характеристик как результата функционирования объекта исследования. Для использования статистической модели управления необходимо провести ряд экспериментов для установления взаимосвязи показателей механических свойств со структурными параметрами стали с НС и УМЗ структурами при ИПД. Математическое описание в этом случае строится в виде регрессионных зависимостей показателей механических свойств от параметров микроструктуры конструкционных углеродистых сталей с НС и УМЗ структурами. Такая модель позволяет прогнозировать изменение параметров микроструктуры и показателей механических свойств конструкционной углеродистой стали после ее обработки новыми перспективными методами ИПД, не описанными ранее в известных технических решениях. Кроме того, представляется возможным определение закономерностей влияния микроструктуры на механические свойства углеродистой стали с НС и УМЗ структурами в таких условиях.

В обобщенной схеме оценки и прогнозирования структуры и свойств конструкционных углеродистых сталей в процессе деформационного наноструктурирования (рис. 1) учитывается, насколько эффективно тот или иной процесс ИПД функционирует в конкретных условиях при заданных входных переменных, переменных состояния и параметрах управления.

В работе [9] для количественной оценки способности углеродистых конструкционных УМЗ сталей с ферритоперлитной структурой достижения требуемого уровня механических свойств при различных методах ИПД формализованы критерии оценки эффективности деформационного процесса наноструктурирования. Предлагается использовать две группы критериев: к первой группе относятся критерии, характеризующие начальную способность стали воспринимать деформирующие воздействия, а ко второй – показатели, характеризующие степень изменения структурных составляющих конструкционной стали в ходе ИПД. Такой подход отражает конечные результаты функционирования процессов ИПД.

Комплексный критерий эффективности процесса ИПД может быть получен как сумма критериев для отдельно взятых моделей с соответствующими весовыми коэффициентами. Под нечетким множеством A понимается совокупность пар вида $(u, \mu_A(u))$, где $u_i \in U$. Для рассматриваемых типов задач U – множество элементов (обычное множество), $\mu_A(u)$ – функция принадлежности нечеткого множества A, определяется следующим образом: μ_A : $U \rightarrow [0,1]$. Для произвольного элемента u_i функция принадлежности определяет степень его принадлежности множество Y. В рассматриваемой задаче нечеткое множество A согласно определению, приведенному выше, состоит из двух пар (M- и D-модели) и может быть записано в виде

$$A = \bigcup_{i=1}^{2} \mu_A(u_i) / u_i.$$
 (6)

Для решения задачи стохастической оптимизации необходимо определить процедуру сравнения нечетких чисел на нечетком множестве. В теории нечетких множеств для этих целей определена некоторая четкая функция от нечетких аргументов, которая независимо от соотношения носителей нечетких чисел однозначно определяет отношение порядка между ними (индекс ранжирования). Значение индекса ранжирования для конкретной пары нечетких аргументов дает основание для решения вопроса о том, какое из двух чисел меньше.

В случае минимизации комплексного критерия оптимизации в качестве целевой функции необходимо выбрать нечеткое множество вида

$$A = \left\{ \frac{\mu_A \left(Mf^0 \left(\bar{x} \left(S \right), S \right) \right)}{Mf^0 \left(\bar{x} \left(S \right), S \right)}, \frac{\mu_A \left(Df^0 \left(\bar{x} \left(S \right), S \right) \right)}{Df^0 \left(\bar{x} \left(S \right), S \right)} \right\}.$$
(7)

При численной реализации процедуры оптимизации для сравнения значений целевой функции, которые с математической точки зрения в данном случае представляют собой нечеткие множества, необходимо использовать соответствующие индексы ранжирования. Получаемое в результате решения задачи значение минимума целевой функции позволяет не только найти управление, обеспечивающее этот минимум, но и ответить на вопрос, с каким уровнем надежности получаемое распределение решения можно считать соответствующим тому распределению, которое необходимо достичь. Другими словами, с каким уровнем значимости выдвинутая гипотеза принимается. Таким образом, критериальную оценку эффективности процесса ИПД конструкционных углеродистых сталей с точки зрения достижения необходимого уровня механических свойств составляют критерии, характеризующие статистическое оценивание параметров микроструктуры, и критерии, характеризующие изменение показателей механических свойств (K_z и K_σ , индексы «z» и « σ » – среднее значение параметра микроструктуры конструкционной стали и дисперсия данного параметра микроструктуры).

Критерий, характеризующий степень изменения дисперсии параметров микроструктуры конструкционной углеродистой стали в ходе обработки, определяется по формуле

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_{\text{\tiny HCX}}^{2j}}{\sigma_i^{2j}},\tag{8}$$

где σ_{ucx}^{2j} – дисперсия структурного параметра в исходном состоянии; σ_i^{2j} – дисперсия структурного параметра после *n*-го цикла обработки ИПД; *j* = 1, ..., *m* – количество параметров структуры; *i* = 1, ..., *n* – количество циклов обработки ИПД.

Условием эффективности наноструктурирования в процессе ИПД является $K_{\sigma} \rightarrow \max$.

Вторым критерием, характеризующим эффективность структурообразования и измельчения зерна при ИПД, является степень изменения параметра микроструктуры стали

$$K_z = \frac{z_{\text{HCX}}^j}{z_i^j},\tag{9}$$

где $z_{\text{исх}}^{j}$ – величина параметра микроструктуры стали в исходном состоянии; z_{i}^{j} – величина параметра

микроструктуры стали после *n*-го цикла обработки ИПД; j = 1, ..., m – количество параметров структуры; i = 1, ..., n – количество циклов обработки ИПД.

Условием эффективности наноструктурирования стали в процессе ИПД является $K_2 \rightarrow \max$.

Критерий, характеризующий относительное изменение показателя механического свойства стали, формализуется в следующем виде:

$$K_{y} = \frac{y_{i}^{t} - y_{i-1}^{t}}{y_{i-1}^{t}} 100 \%, \qquad (10)$$

где $y'_i - y'_{i-1}$ – абсолютное изменение величины показателя механического свойства по переходам деформационного процесса; y'_{i-1} – величина показателя механического свойства стали после (n-1)-го цикла обработки ИПД; y'_i – величина показателя механического свойства стали после *n*-го цикла обработки; t – количество механических свойств стали; i = 1, ..., n – количество циклов обработки ИПД.

Условием эффективности деформационного воздействия является $K_v \rightarrow \max$.

Для проверки разработанного подхода был проведен комплекс исследовательских работ по изучению изменения параметров микроструктуры и механических свойств конструкционной углеродистой стали марок 20 и 45 при различном количестве проходов РКУП [10 – 12]. Результаты оценки динамики изменения критерия K_z , характеризующего степень изменения параметров микроструктуры стали, и критерия K_σ , оценивающего степень изменения дисперсии параметров микроструктуры стали в ходе РКУП, представлены в таблице.

Наиболее существенное изменение критериев K_{σ} и K_{z} в сторону интенсивного уменьшения для межплас-

Значения критериев	з фф ективности	РКУП для конс	трукционной угле	родистой стали м	1арок 20 и 45
		A			

	Значение критерия, %, для				
Критерии	стал	и 20	стал	и 45	
	с 1 по 4 проход	с 4 по 8 проход	с 1 по 4 проход	с 4 по 8 проход	
Изменение К.:					
для межпластинчатого расстояния	33,3	5,2	40,7	14,3	
для толщины ферритных пластин	40,8	22,2	38,8	20,1	
для толщины цементитных пластин	20,0	0,5	42,2	10,0	
для размера фрагментов феррита	23,0	13,3	25,0	17,6	
для толщины деформационных полос	30,0	22,0	35,0	23,6	
Изменение К _а :					
для межпластинчатого расстояния	62,0	4,0	71,0	19,0	
для толщины ферритных пластин	67,1	12,5	52,3	12,6	
для толщины цементитных пластин	62,0	4,5	94,4	27,0	
для размера фрагментов феррита	64,2	47,9	58,3	54,2	
для толщины деформационных полос	60,2	44,7	83,0	62,8	

тинчатого расстояния и его составляющих наблюдается в первых четырех проходах РКУП. Последующие проходы не вносят заметного влияния в динамику изменения значений критериев К_с и К_г для рассматриваемых параметров микроструктуры стали. Такие параметры микроструктуры стали, как размер фрагментов феррита и толщина деформационных полос с увеличением циклов обработки РКУП от одного до восьми уменьшаются практически равномерно. При этом для стали марок 20 и 45 нельзя выделить определенное число циклов обработки РКУП, при котором наблюдается наиболее заметное изменение данных параметров микроструктуры. Это объясняется тем, что с увеличением степени деформации растет число деформационных полос, и с каждым проходом увеличивается доля фрагментированного феррита в них.

Полученные данные могут быть использованы для определения технологических параметров процесса РКУП для формирования необходимой микроструктуры и уровня механических свойств конструкционной углеродистой стали марок 20 и 45 при условии их дальнейшего использования в процессах производства металлоизделий.

На рис. 2 представлена обобщенная схема критериального подхода к процессам ИПД для оценки эффективности этих процессов для конструкционных углеродистых сталей.

Выводы. Разработанная критериальная оценка эффективности процессов ИПД может быть использована для анализа как существующих, так и разработки новых методов деформационного наноструктурирования. Эта методика является универсальной и может быть адаптирована для любого процесса ИПД с учетом особенностей входных и выходных переменных, объекта управления и параметров управления объектом исследования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. М.: Академия, 2005. 186 с.
- 2. Андриевский Р.А., Глезер А.М. // Физика металлов и металловедение. 1999. Т. 88. № 1. С. 50 73.



Рис. 2. Схема критериальной оценки эффективности процесса деформационной обработки конструкционных углеродистых сталей

- Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
- Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: изд. МИСИС, 2005. – 432 с.
- 5. Панин В.Е., Панин А.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 12. С. 5 10.
- **6.** Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
- Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – М.: Наука, 2002. – 440 с.
- 8. Gleiter H. // Acta Materialia. 2000. Vol. 48. № 1. P. 1 29.
- 9. Чукин М.В., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Никитенко О.А. – Вкн.: Труды Международной научно-техничес-

кой конференции «Нанотехнологии функциональных материалов (НФМ'10)». – СПб.: изд. Политехнического ун-та, 2010. С. 288 – 290.

- **10.** Чукин М.В., Валиев Р.З., Рааб Г.И. и др. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2007. № 4. С. 89 93.
- Чукин М.В., Копцева Н.В., Никитенко О.А., Ефимова Ю.Ю. // Черные металлы. Специальный выпуск. 2011. С. 54 – 59.
- Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Барышников М.П., Никитенко О.А. // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 7. С. 11 – 17.

© 2013 г. М.В. Чукин, А.Г. Корчунов, М.А. Полякова, А.В. Лысенин, А.Е. Гулин Поступила 6 июля 2012 г.

УДК 669.017:539.213

В.А. Гришунин¹, В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов², А.Б. Юрьев³, С.В. Воробьев¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
 ² Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)
 ³ ОАО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ^{*}

Аннотация. Методами оптической и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии исследованы структура, фазовый состав, морфология поверхностей облучения и усталостного разрушения рельсовой стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком с плотностью энергии 10 и 20 Дж/см². Показано, что причиной увеличения (до 2,5 раз) числа циклов до разрушения рельсовой стали после облучения является формирование зубчатой границы раздела упрочненный слой – матрица.

Ключевые слова: рельсовая сталь, структура, фазовый состав, электронно-пучковая обработка.

INCREASE OF THE FATIGUE LIFE OF THE RAIL STEEL BY ELECTRON BEAM TREATMENT

Abstract. Studies of structure, phase composition, defect substructure, irradiation morphology and fatigue fracture surfaces of rail steel treated by high intensive electron beam with energy density 10 and 20 J/sm² are carried out by methods of scanning and transmission electron diffraction microscopy. It is shown that the reason of fatigue life increase (in 2.5 times) after irradiation is the formation of toothed separation boundary "strengthened layer – matrix".

Keywords: rall steel, structure, phase composition, electron-beam treatment.

Структурное состояние и физико-механические свойства поверхностного слоя во многом определяют сопротивление усталостному разрушению, износостойкость и другие важные эксплуатационные свойства материалов [1, 2]. В этой связи дальнейшее развитие методов, направленных на модификацию поверхностных слоев материала, следует считать актуальным и перспективным направлением повышения эксплуатационной надежности и долговечности деталей и конструкций. Широкий спектр выполненных исследований по воздействию потоков заряженных частиц (электронов, ионов) на твердое тело, по лазерной и плазменной обработке, по воздействию электромагнитным полем, импульсными токами высокой частоты, по электромеханической обработке и другим энергетическим воздействиям показал высокую перспективность этих методов в качестве инструмента для изменения поверхностных свойств металлов и сплавов [1, 2].

Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структуры и фазового состава поверхностного слоя металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка, обладающая большими возможностями для контроля количества подводимой

^{*} Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.» (заявка № 2012-1.1-12-000-2003-6211).

энергии, создания большой площади воздействия концентрированного потока энергии на обрабатываемый материал, малыми коэффициентами отражения энергии, высокой концентрацией энергии в единице объема материала, а соответственно, и большими возможностями перевода материала в высоконеравновесное состояние [3, 4].

Экспериментальные исследования структуры и фазового состава, формирующихся в сечении изделий в результате электронно-пучковой обработки, очень важны для понимания физической природы превращений; такая обработка позволяет целенаправленно изменять структуру и усталостные параметры изделий [5, 6]. При этом получение необходимого комплекса высоких прочностных и пластических свойств требует понимания физических механизмов и природы изменений структуры и фазового состава на всех масштабных условиях: от макро до нано.

Целью настоящей работы является выявление природы повышения усталостного ресурса рельсовой стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком, путем анализа и выявления закономерностей разрушения.

В качестве материала исследования использована рельсовая сталь Э76Ф, содержащая 0,76 % С; 0,1 % V; 0,4 % Si; 0,95 % Мп; до 0,025 % S; до 0,025 % Р; до 0,02 % Al (по массе). Сталь подвергали термической обработке по режиму: нагрев до 900 °С, выдержка в течение 2 ч и охлаждение с печью. Усталостные испытания проводили на специальной установке для ассиметричного консольного изгиба; параметры испытаний: напряжение нагрузки 20 МПа, частота повторения 20 Гц, температура испытания 293 К. Форма и размеры образцов для усталостных испытаний не отличались от описанных в работах [1, 5, 6]. Образцы имели концентратор напряжений в виде выреза полуокружностью радиусом 10 мм. Образцы облучали электронным пучком при следующих параметрах: длительность t импульса воздействия пучка электронов 50 мкс; количество N импульсов воздействия 3 имп.; частота f следования импульсов 0,3 с⁻¹; давление остаточного газа (аргона) в рабочей камере приблизительно 0,02 Па. Плотность энергии пучка электронов (E_s) составляла 10 и 20 Дж/см². Морфологию поверхности облучения и поверхности разрушения изучали методами сканирующей электронной микроскопии [7]. Фазовый состав и дефектную субструктуру поверхности облучения и приповерхностного слоя анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии [8, 9]. Фольги для электронной микроскопии готовили методами одностороннего электролитического утонения пластинок, вырезанных параллельно поверхности облучения на электроискровом станке на разных расстояниях от поверхности облучения.

Электронно-пучковая обработка привела к плавлению поверхностного слоя, о чем свидетельствует формирование на поверхности облучения структуры ячеистой кристаллизации (рис. 1), размер ячеек которой изменяется в пределах 0,3 – 0,6 мкм и слабо зависит от режима обработки. Анализ поперечных изломов образцов выявил столбчатое строение поверхностного слоя, средняя толщина которого увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов от 1 – 2 мкм при 10 Дж/см² до 10 – 12 мкм при 20 Дж/см².

Электронно-пучковая обработка (независимо от плотности энергии пучка электронов) приводит к формированию в поверхностном слое закалочной структуры, представленной α -фазой, γ -фазой и цементитом. С увеличением плотности энергии пучка электронов толщина поверхностного закаленного слоя возрастает от 10 мкм при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$ до 25 мкм при $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$.

В объеме ячеек кристаллизации наблюдается пластинчатая структура кристаллов мартенсита с поперечными размерами, изменяющимися в пределах 50 – 70 нм (рис. 2).

Многоцикловые усталостные испытания выявили увеличение числа циклов до разрушения с ростом плотности энергии пучка электронов от 1,6 раза (при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$) до 2,5 раз (при $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$). Ранее эффект увеличения числа циклов до разрушения после электронно-пучковой обработки для сталей различных структурных классов отмечался в работах [10 – 14].

Поверхность разрушения стали, не обработанной электронным пучком, имеет характерный для материалов с перлитной структурой вязкий излом (рис. 3, a) [7]. При исследовании поверхности излома стали, обработанной электронным пучком, выявлен подслой, содержащий большое количество микропор (рис. 3, δ , поры показаны стрелками). Присутствие микропор указывает на то, что разрушение стали, обработанной электронным пучком, начинается не на поверхности образца, а в подповерхностном слое. Поры располагаются упорядоченным образом, формируя строчки, расположенные параллельно поверхности облучения. Размеры



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение (сканирующая микроскопия) поверхности облучения рельсовой стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка 20 Дж/см²



Рис. 2. Изображение (просвечивающая электронная микроскопия) структуры поверхностного слоя стали, облученной электронным пучком при плотности энергии пучка 10 Дж/см²: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма

пор уменьшаются от 1 – 6 мкм (при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$) до 0,3 – 1,0 мкм (при $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$). Следует отметить, что расстояние от поверхности облучения, на котором располагаются формируемые порами строчки, увеличивается от 10 до 25 мкм с увеличением E_s от 10 до 20 Дж/см², коррелируя с изменением усталостной долговечности стали.

Хорошо известно [15 – 17], что на границе раздела упрочненный слой – матрица в процессе нагружения формируются мощные концентраторы напряжений, релаксация которых может привести к трещинообразованию и преждевременному выходу из строя усталостно нагруженного материала. Наиболее ярко этот процесс выражен при плоской границе раздела таких слоев. Формирование зубчатого профиля границы раздела приводит к диспергированию концентраторов напряжений и способствует более однородному пластическому течению в подложке, повышая эксплуатационные характеристики поверхностно упрочненных конструкционных материалов [15 – 17].

Результаты, полученные методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, свидетельствуют, что порообразование в стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см², протекает в слое, разделяющем поверхностный слой, упрочненный вследствие формирования мартенситной структуры, и основной объем стали с феррито-перлитной структурой. Граница раздела этих слоев проходит преимущественно по границе



Рис. 3. Поверхность усталостного разрушения рельсовой стали в исходном состоянии (*a*), после облучения электронным пучком при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$ (*b*) и $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$ (*b*). На поз. *б* стрелками показаны поры, расположенные в подповерхностном слое; на поз. *в* – переходный слой, разделяющий зону кристаллизации и зону термического влияния

раздела зерен и, следовательно, является относительно плоской, здесь могут формироваться мощные концентраторы напряжений, релаксация которых сопровождается растрескиванием упрочненного слоя.

В стали, обработанной электронным пучком при $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$, слой, в котором наблюдается порообразование, располагается преимущественно на границе раздела слоя кристаллизации и слоя термического влияния (рис. 3, *в*). Слой кристаллизации имеет столбчатую структуру с субмикрокристаллическим поперечным размером столбиков. Следовательно, граница раздела

упрочненный слой – матрица имеет зубчатый профиль. Это приводит к диспергированию концентраторов напряжений и способствует более однородному пластическому течению в подложке, примерно в 2,5 раза повышая усталостную долговечность рельсовой стали, что соответствует результатам работ [15 – 17].

Выводы. Облучение поверхности рельсовой стали высокоинтенсивным электронным пучком позволяет многократно (до 2,5 раз) увеличить ее усталостную долговечность. Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии исследованы структура, фазовый состав и морфология поверхностей упрочнения и усталостного разрушения. Установлено, что преимущественным местом формирования концентраторов напряжений является граница раздела слоя высокоскоростной кристаллизации и слоя термического влияния. Увеличение усталостной долговечности стали может быть обусловлено формированием зубчатого профиля границы раздела, что приводит к диспергированию концентраторов напряжений и повышает число циклов до разрушения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Усталость сталей, модифицированных высокоинтенсивными электронными пучками / Под ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2012. – 403 с.
- Наноматериалы: структура, свойства, применение / А.М. Глезер, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Ю.П. Шаркеев. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2012. – 424 с.
- Ivanov Yu., Konovalov S., Gromov V. // The Arabian Journal for Science and Engineering. 2009. Vol. 34. № 2A. P. 233 – 243.

- 4. Ivanov Yu., Rotshtein V., Guenzel R. et al. // Surface and Coating Technology. 2002. № 150. P. 188 198.
- 5. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Горбунов С.В. и др. // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 1. С. 83 – 85.
- Громов В.Е., Горбунов С.В., Иванов Ю.Ф. и др. // Поверхность. Рентгеновские, синхронные и нейтронные исследования. 2011. № 10. С. 62 – 67.
- Энгеле Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
- Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
- 9. У тевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении М.: Металлургия, 1973. 584 с.
- 10. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Горбунов С.В. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2011. № 1. С. 61 – 65.
- 11. Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Воробьев С.В. // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 1. С. 75 82.
- Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Громов В.Е. и др. // Материаловедение. 2011. № 5. С. 43 – 47.
- Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Воробьев С.В. и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. Т. 8. № 3. С. 28 – 34.
- **14.** Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Воробьев С.В. // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 4. № 6. С. 111 – 116.
- 15. Панин В.Е., Слосман А.И., Антипина Н.А., Литвиненко А.В. // Физическая мезомеханика. 2001. Т. 4. № 1. С. 105 – 110.
- 16. Панин В.Е., Слосман А.И., Антипина Н.А. // Изв. Томского политехн. ун-та. 2003. № 1. С. 30 – 36.
- **17.** Панин В.Е., Панин А.В. // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. № 5. С. 7 15.

© 2013 г. В.А. Гришунин, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, А.Б. Юрьев, С.В. Воробьев Поступила 24 июля 2012 г. УДК 621.785:669.14.08.29

А.В. Ионина¹, Ю.Ф. Иванов², С.В. Райков¹, Е.А. Будовских¹, В.Е. Громов¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет ² Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ И ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ^{*}

Аннотация. Методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг и измерения микротвердости изучены особенности структурно-фазового состояния поверхностных слоев углеродистой стали 45 и технически чистого титана BT1-0 после комбинированной обработки, включающей электровзрывное бороалитирование и последующую электронно-пучковую обработку. Показано, что электронно-пучковая обработка приводит к выравниванию поверхности электровзрывного бороалитирования. Установлено, что комбинированная обработка приводит к формированию многофазной градиентной структуры, упрочненной нано- и микрокристаллическими частицами интерметаллидов и боридов.

Ключевые слова: среднеуглеродистая сталь, технически чистый титан, электровзрывное бороалитирование, электронно-пучковая обработка, структура, фазовый состав, микротвердость.

STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF THE SURFACE LAYERS OF MEDIUM CARBON STEEL AND COMMERCIALLY PURE TITANIUM AFTER ELECTROEXPLOSIVE BORON-ALUMINIZING AND SUBSEQUENT ELECTRON-BEAM TREATMENT

- *Abstract.* By scanning, transmission electron diffraction microscopy of thin foils and measurements of microhardness were studied structural features of the phase state of the surface layers of carbon steel 45 and commercially pure titanium VT1-0 after the combined treatment including electroexplosive boron-aluminizing and subsequent electron-beam processing. It is shown that the subsequent electron-beam treatment leads to leveling of the surface of electroexplosive boron-aluminizing. In addition, the combined treatment leads to the formation of a multiphase gradient structure, reinforced by nano- and microcrystalline particles of intermetallic borides.
- *Keywords*: medium carbon steel, commercially pure titanium, electroexplosive boron-aluminizing, electron-beam treatment, structure, phase composition, microhardness.

Одним из наиболее эффективных способов упрочнения и защиты поверхности материалов является ее легирование. В ряде случаев применение легирования позволяет отказаться от разработки и использования новых высокопрочных материалов. Способы поверхностного легирования, использующие концентрированные потоки энергии (такие как лазерное излучение, мощные электронные и ионные пучки, плазменные потоки и струи) являются экономичными, позволяют проводить обработку локально, только в тех местах, которые непосредственно испытывают разрушение в процессе эксплуатации детали.

В последние десятилетия получил развитие новый метод такой обработки – электровзрывное легирование (ЭВЛ) [1], который заключается в модификации структуры и свойств поверхностных слоев материалов путем

формирования при электрическом взрыве проводников импульсных многофазных плазменных струй, оплавлении ими поверхности и насыщении расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой и образованием новых упрочняющих фаз. Исследования последних лет показали [2 – 4], что возможности ЭВЛ могут быть усилены путем дополнительного использования электронно-пучковой обработки (ЭПО), осуществляемой с оплавлением поверхности низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Такая комбинированная обработка приводит к выравниванию поверхности, увеличению глубины и повышению функциональных свойств зоны упрочнения.

Цель настоящей работы – сравнительный анализ структуры и профиля микротвердости поверхностных слоев образцов стали 45 и технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутых комбинированной обработке, сочетающей электровзрывное бороалитирование и последующую электронно-пучковую обработку.

В качестве материала основы использованы углеродистая сталь 45 с феррито-перлитной структурой и

^{*} Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813), грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

технически чистый титан ВТ1-0. Исследовали образцы в форме шайб толщиной 5 и диам. 20 мм. Электровзрывное легирование осуществляли на установке ЭВУ 60/10 [1]. Последующую ЭПО проводили на установке «Соло» [5] в среде аргона при остаточном давлении газа в рабочей камере 0,02 Па. Режимы обработки ЭПО варьировали изменением поверхностной плотности энергии (E_s), длительности импульса (τ) и количества импульсов (N). Оптимальные режимы ЭПО обработки стали 45 следующие: режим $1 - E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, N = 10 имп.; режим $2 - E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 200 \text{ мкс}$, N = 10 имп.; режим $2 - E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 200 \text{ мкс}$, N = 10 имп.; режимы ЭПО для титана ВТ1-0: режим $3 - E_s = 25 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, N = 2 имп.; режим $4 - E_s = 25 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 200 \text{ мкс}$, N = 5 имп.

Исследование структуры поверхностных слоев образцов после ЭПО осуществляли на шлифах с использованием сканирующей электронной микроскопии на приборе «LEO EVO 50». Анализ дефектной субструктуры и фазового состава стали 45 и титана BT1-0, подвергнутых комбинированной обработке, осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии путем анализа фольг, изготовленных из пластинок, вырезанных на различном расстоянии от поверхности обработки на приборе ЭМ-125. Методами просвечивающей электронной микроскопии анализировали объемы материала, располагающиеся на расстоянии 10 - 15 мкм (поверхностный слой), 20-25 мкм (переходный слой) и 35-40 мкм (слой термического влияния). Микротвердость определяли с использованием прибора HVS-1000A с точностью ±10 %.

Сканирующая электронная микроскопия показала, что электровзрывное бороалитирование как стали, так и титана сопровождается формированием на поверхности существенно неоднородной структуры, характери-



Рис. 1. Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности стали 45 (*a*, *δ*) и титана BT1-0 (*в*, *г*) после электровзрывного бороалитирования (*a*, *в*) и последующей электронно-пучковой обработки (*в*, *г*). Стрелками показаны высокопористые области

зующейся большим количеством пор, микротрещин, деформированных крупноразмерных капель алюминия после растекания и кристаллизации, мелких недеформированных частиц бора из тыла струи (рис. 1, *a*, *в*).

Последующая ЭПО приводит к значительному выравниванию поверхности образцов и существенному снижению количества капельной фракции (рис. 1, *б*, *г*).

Детальный анализ структуры поверхности обработки стали 45 выявил элементы тонкой структуры, формирующейся в результате ЭПО, а именно: декорирование границ зерен частицами вторых фаз (рис. 2, *a*). Размеры таких частиц изменяются в пределах 250 – 500 нм. Включения второй фазы обнаруживаются и в объеме зерен. В этом случае размеры частиц изменяются в пределах 150 – 170 нм.

Увеличение длительности импульса воздействия сопровождается более значительным изменением поверхностного слоя: во-первых, снижаются количество и размеры островков капельной фракции; во-вторых, формируется структура дендритной кристаллизации (рис. 2, б).

Следует отметить, что толщина упрочненных слоев по сечению образцов различна. Очевидно, что данный эффект обусловлен неоднородностью толщины формирующегося слоя на поверхности образцов при ЭВЛ (присутствие капель распыленного материала различной дисперсности), и следовательно, различной степенью модификации структуры при последующей ЭПО.

Электронно-пучковая обработка сопровождается высокоскоростными плавлением и кристаллизацией поверхностного слоя. В результате этого на поверхно-



Рис. 2. Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности стали 45 после электровзрывного бороалитирования и последующей электронно-пучковой обработки



Рис. 3. Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности титана BT1-0 после электровзрывного бороалитирования и последующей электронно-пучковой обработки

сти образца титана ВТ1-0 формируется структура кристаллизации (рис. 3). Размеры зерен кристаллизации, имеющих равноосную форму, изменяются в пределах 0,5-2,0 мкм (рис. 3, *a*).

Наиболее существенное отличие поверхностей образцов, обработанных при одинаковой величине плотности энергии пучка электронов, но разной длительности импульса воздействия, заключается в том, что при $\tau = 200$ мкс формируется более морфологически однородная структура, а именно, отсутствуют области с ярко выраженной пластинчатой структурой. В этом случае характерной является структура смешанного типа: на поверхности присутствуют области с пластинчатой и равноосной морфологией (рис. 3, δ).

Просвечивающая электронная микроскопия слоя стали 45, расположенного на глубине 10 – 15 мкм, выя-

вила многофазную структуру, представленную кристаллами мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии, прослойками остаточного аустенита, зернами и субзернами феррита и выделениями второй фазы. Индицирование микроэлектронограмм, полученных с различных участков фольги, позволило выявить частицы алюминида бора состава AIB₁₂ (рис. 4).

Индицирование микроэлектронограмм титана ВТ1-0 позволило выявить в слое на глубине 10 - 15 мкм следующие фазы: γ -AlB₁₂; AlB₁₀; TiB₂; Ti₃B₄; TiB. На границе раздела поверхностного и переходного слоев выявлен α -титан, формирующий зеренную структуру. Включения фазы γ -AlB₁₂ имеют округлую форму, средние размеры порядка 100 нм. Включения фазы TiB₂ также имеют округлую форму, однако их размеры гораздо меньше и изменяются в пределах 10 - 25 нм. Включения фазы Ti₃B₄ имеют форму игл или пластин: средние поперечные и продольные размеры игл 20 и 250 нм; средние поперечные и продольные размеры пластин составляют 100 и 300 нм. Включения фазы TiB имеют форму равноосных пластин, размеры которых изменяются в пределах 100 - 300 нм.

Просвечивающая электронная микроскопия слоя стали 45, расположенного на глубине 20 – 25 мкм, выявила структуру, представленную кристаллами мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии, прослойками остаточного аустенита, зернами и субзернами феррита и выделениями второй фазы составов Al₁₃Fe₄ и AlB₁₂.

Исследования фазового состава и внутризеренной структуры слоя на глубине 20 - 25 мкм титана ВТ1-0 выявили многофазную структуру, состоящую из а- и β -титана, боридов титана (TiB), алюминидов бора (AlB₁₂) и алюминидов титана (TiAl₂ и TiAl₃). В слое на глубине 20 - 25 мкм а-титан имеет преимущественно структуру ячеек кристаллизации (рис. 5), размер которых изменяется в пределах 80 - 150 нм. В объеме ячеек наблюдаются выделения пластинчатой формы (рис. 5, δ). Индицирование микроэлектронограммы, полученной с этих выделений, дает основание сказать, что эти выделения образованы алюминидом бора состава AlB₁₂ (рис. 5, ϵ). В этом слое β -титан имеет зеренную структуру, в объеме зерен присутствует ячеис-



Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 45 после комбинированной обработки по режиму *1* (слой на глубине 10 – 15 мкм):

а – светлое поле; *б* – темное поле в рефлексе [320]AlB₁₂; *в* – микроэлектронограмма. На поз. *б* стрелками показаны частицы второй фазы, на поз. *в* – рефлекс, в котором получено темное поле



Рис. 5. Структура ячеистой кристаллизации α-титана, формирующаяся в сплаве BT1-0, подвергнутом электровзрывному бороалитированию и последующей электронно-пучковой обработке (слой на глубине 20 – 25 мкм):

а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе [335]AlB₁₂; в – микроэлектронограмма. Стрелкой показан рефлекс, в котором получено темное поле

то-сетчатая дислокационная субструктура. Методом темного поля в зернах β-титана выявлены частицы борида титана состава TiB: частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах 10 – 50 нм. Следует отметить факт присутствия на микроэлектронограммах, полученных с зерен β-титана, высокосимметричной картины диффузного рассеяния, которая может указывать на расслоение твердого раствора и предраспадные явления.

В слое стали 45, расположенном на глубине 35 – 40 мкм, выявлена структура, представленная зернами мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии и зернами феррита. В объеме зерен с мартенситной структурой (преимущественно структурой пластинчатого мартенсита) обнаружен остаточный аустенит. Зерна феррита фрагментированы, размеры фрагментов изменяются в пределах 150 – 500 нм. Выделений частиц вторых фаз в этом объеме материала не обнаружено.

Слой титана ВТ1-0, расположенный на глубине 35-40 мкм, сформирован α - и β -титаном, частицами алюминида титана состава Al₃Ti. В этом слое α -титан имеет структуру зеренного и пластинчатого типа. Частицы Al₃Ti расположены преимущественно в объеме пластин α -титана, размеры их изменяются в пределах 10-30 нм; частицы имеют округлую или пластинчатую форму. На большем (на глубине 55 – 60 мкм) удалении от поверхности обработки α -титан имеет преимущественно пластинчатую морфологию. Пластины

сформированы в пачки, поперечные размеры пластин изменяются от десятков до сотен нанометров. Частицы алюминидов и боридов не выявляются.

Распределение микротвердости по глубине упрочненных слоев стали 45 показало, что после бороалитирования микротвердость на поверхности достигает 1450 HV при глубине зоны легирования 26 мкм и зоны термического влияния 17 мкм. Последующая ЭПО сопровождается формированием зоны упрочнения, микротвердость поверхности которой превосходит микротвердость в объеме стали примерно в семь раз (рис. 6). Увеличение длительности импульса ЭПО с 50 мкс (кривая *1*) до 200 мкс (кривая *2*) при сохранении поверхностной плотности энергии приводит к увеличению толщины упрочненного слоя примерно в три раза при сопоставимых значениях микротвердости.

Зависимости изменения микротвердости от количества импульсов ЭПО технически чистого титана ВТ1-0 после электровзрывного бороалитирования и последующей электронно-пучковой обработки (рис. 7)



Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного бороалитирования и последующей ЭПО стали 45 при обработке в различных режимах:

1 – режим З ЭПО; 2 – режим 4 ЭПО; 3 – электровзрывное бороалитирование без ЭПО



Рис. 7. Распределение микротвердости технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному бороалитированию и последующей электронно-пучковой обработке при *E*_S = 25 Дж/см² и *N* = 2 имп. (○) и *N* = 5 имп. (□)

показывают, что увеличение количества импульсов воздействия с двух до пяти при $E_s = 25 \text{ Дж/см}^2$ сопровождается ростом микротвердости поверхности обработки с 1350 до 1680 HV; при этом глубина упрочненного слоя практически не изменяется.

При одинаковой микротвердости толщина упрочненного слоя может изменяться от 20 – 25 до 50 – 60 мкм. Таким образом, увеличение числа импульсов обработки приводит к созданию более однородного упрочненного слоя.

Выводы. Методами сканирующей, просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг и измерения микротвердости изучены особенности структуры и фазового состава поверхностных слоев углеродистой стали 45 и технически чистого титана ВТ1-0 после комбинированной обработки, включающей электровзрывное бороалитирование и последующую электронно-пучковую обработку. Показано, что электронно-пучковая обработка приводит к выравниванию поверхности электровзрывного бороалитирования. Кроме того, комбинированная обработка приводит к формированию многофазной градиентной структуры, упрочненной нано- и микрокристаллическими частицами интерметаллидов и боридов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 301 с.
- 2. Вострецова А.В., Иванов Ю.Ф., Филимонов С.Ю. и др. // Изв. вуз. Физика. 2009. № 11/2. С. 161 165.
- Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 12. С. 43 – 48.
- Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю. и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 2. С. 17-22.
- Иванов Ю.Ф., Филимонов С.Ю., Колубаева Ю.А. и др. // Фундам. проблемы современного материаловедения. 2009. №. 2. С. 119 – 123.

© 2013 г. А.В. Ионина, Ю.Ф. Иванов, С.В. Райков, Е.А. Будовских, В.Е. Громов Поступила 31 июля 2012 г.

УДК 621.785:669.14.08.29

Б.Б. Хаимзон¹, В.Д. Сарычев², Н.А. Соскова², В.Е. Громов²

¹ Кузбасская государственная педагогическая академия ² Сибирский государственный индустриальный университет

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫХ ПОТОКОВ ЭНЕРГИИ С УЧЕТОМ ИСПАРЕНИЯ^{*}

Аннотация. Предложен механизм тепловых процессов при воздействии импульсных потоков энергии. В модели учитывается испарение и плавление материала мишени. Поставлена математическая задача со сменой типа граничных условий, разработана численная модель и программа расчетов без привлечения подгоночного параметра. Выведено уравнение для расчета времени разлета испарившегося материала. Получены численные значения для глубины проплавления в зависимости от удельной энергии. Указываются возможности модели по параметризации экспериментальных данных.

Ключевые слова: распределение температуры, импульсные потоки энергии, модель.

SIMULATION OF THE TEMPERATURE DISTRIBUTION UNDER THE INFLUENCE OF PULSE ENERGY FLOWS SUBJECT TO EVAPORATION

Abstract. In this paper we propose a mechanism of thermal processes under the influence of the flows of energy. The model takes into account the evaporation and melting of the target material. A mathematical problem with a change in the type of boundary condi-tions is put, a numerical model and calculation program without using the fitting parameter is developed. The equation to calculate the time of expansion of vaporized material is established. The numerical values for the penetration depth depending on the specific energy are obtained. Indicates a possibility for the parameterization of the experimental data.

Keywords: temperature distribution, pulse energy flows, model.

Использование импульсных концентрированных потоков энергии для повышения эксплуатационных

свойств материалов является очень актуальным и привлекает в последние годы внимание исследователей и специалистов-производственников. Низкоэнергетические сильноточные пучки и плазменные потоки с удельной энергией $E_s = 10 \div 100 \text{ Дж/см}^2$ широко используются в технологии упрочнения [1, 2]. Для установления оптимальных режимов упрочнения необходимо знание

^{*} Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813), грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011).

механизмов быстропротекающих тепловых процессов, для этого требуется моделирование распределения температуры при воздействии импульсных потоков энергии на материалы. Актуальными являются разработка численной модели, расчет и анализ температурных зависимостей в условиях умеренных тепловых потоков (диапазон тепловых потоков $q = 10^4 \div 10^6 \, \text{Bt/cm}^2$, время t_0 воздействия порядка $10^{-4} - 10^{-3}$ с). В таком диапазоне параметров в классической постановке тепловой задачи, где на обрабатываемой поверхности задан только тепловой поток и не учитывается испарение, достигаются аномально высокие температуры. Учет испарения приводит к исчезновению аномально высоких температур, однако при этом возникает сложная задача газовой динамики о разлете пара. Для преодоления этих сложностей в работе [3] предложена модель, в которой ставится смешанная краевая задача: на определенном промежутке времени (от нуля до t_1) задается тепловой поток $q = E_s/t_0$, а при времени $t_1 < t < t_2$ – температура, равная температуре кипения. Время t_1 рассчитывается по ходу решения тепловой задачи с учетом плавления и определяется из условия начала испарения с поверхности. Для определения времени t₂ (времени разлета пара) надежного алгоритма до настоящей работы не было, время считалось подгоночным параметром.

Целью настоящей работы является выявление механизмов тепловых процессов с учетом испарения и плавления, постановка математической задачи, разработка численной модели и программ расчетов без привлечения подгоночного параметра.

В работе рассматривается одномерный случай нагрева и охлаждения пластины толщиной *l*. Система координат выбрана так, что ось *x* направлена в глубь образца. Математическая модель состоит из одномерного уравнения теплопроводности

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right), \tag{1}$$

где c – удельная теплоемкость; ρ – плотность; T – температура; t – время; λ – коэффициент теплопроводности.

Вместо того, чтобы решать классическую задачу Стефана [3], используем следующую методику сглаживания [4]: вместо температуры плавления T_s и температуры кипения T_L используются температурные интервалы $T_s \leq T < T_s + \Delta T_s$ и $T_L \leq T < T_L + \Delta T_L$, в которых вещество находится в двухфазном состоянии. Для таких областей произведения теплоемкости на плотность и коэффициент теплопроводности вычисляются по следующим формулам:

$$c\rho = \begin{cases} \frac{L_{S}\rho_{S}}{\Delta T_{L}}, & T_{S} \leq T < T_{S} + \Delta T_{S}; \\ \frac{L_{L}\rho_{L}}{\Delta T_{L}}, & T_{L} \leq T < T_{L} + \Delta T_{L}; \end{cases}$$
(2)

$$\lambda(T) = \begin{cases} \frac{\lambda_{S} + (\lambda_{L} - \lambda_{S})(T - T_{S})}{\Delta T_{S}}, & T_{S} \leq T < T_{S} + \Delta T_{S}; \\ \frac{\lambda_{L} + (\lambda_{V} - \lambda_{L})(T - T_{L})}{\Delta T_{L}}, & T_{L} \leq T < T_{L} + \Delta T_{L}; \end{cases}$$
(3)

здесь L_L и L_V – удельная теплота плавления и парообразования; ρ_S и ρ_L – плотность твердой и жидкой фазы; λ_S , λ_L и λ_V – коэффициент теплопроводности твердой, жидкой и газообразной фазы.

В однофазных областях теплофизические параметры считаем постоянными, равными соответствующим табличным значениям. Положение границ раздела определяется по положению температурных интервалов двухфазных областей. Границы раздела фаз при таком приближенном подходе несколько размываются. Однако для расчета этот метод очень удобен, так как решается единственное уравнение с переменным коэффициентом.

Граничные условия принимают вид

при
$$x = 0$$
:

$$\begin{cases}
-\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = q_0, \quad t < t_1; \\
T = T_L + \Delta T_L, \quad t_1 \le t < t_0; \\
T = T_L, \quad t_0 \le t < t_2; \\
\frac{\partial T}{\partial x} = 0, \quad t \ge t_2;
\end{cases}$$
(4)

начальная температура T₀ определяется зависимостью

$$T(0, x) = T_0, \quad 0 < x < l; \tag{5}$$

здесь $q_0 = E_S/t_0$ – средний тепловой поток за время действия импульса t_0 .

Момент времени t_1 определяется из условия $T(t_1, 0) = T_L + \Delta T_L$, то есть это время достижения на левой границе условий испарения. В дальнейшем температура границы не меняется, а энергия, подводимая к образцу, идет на испарение до момента времени t_0 . Когда импульс заканчивается в момент времени t_0 , температура левой границы стенки продолжает оставаться постоянной (равной T_L) некоторое время за счет энергии, отданной ранее испаренным газом. Это продолжается до того момента времени t_2 , когда энергия, введенная в образец, не станет равной энергии импульса E_S . Это время определяется из уравнения, которое следует из закона сохранения энергии. Таким образом, начально-краевая задача (1) - (5) является математически замкнутой.

Для вывода уравнения для определения значения t_2 проинтегрируем уравнение (1) по x от нуля до l. В этом случае

$$\frac{dW(t)}{dt} = \lambda \frac{\partial T}{\partial x}\Big|_{x=l} - \lambda \frac{\partial T}{\partial x}\Big|_{x=0},$$
(6)

где $W(t) = \int_{0}^{t} c\rho T(x, t) dx.$

С учетом граничных условий (4) интегрируем уравнение (6) по времени

$$W(t_{2}) - W(0) = \frac{E_{S}t_{1}}{t_{0}} + \lambda_{V}\Delta T_{V}\int_{t_{1}}^{t_{0}}\frac{dt}{x_{V}(t)} + \lambda_{L}(T_{V} - T_{L})\int_{t_{0}}^{t_{2}}\frac{dt}{x_{L}(t)};$$
(7)

здесь $x_V(t)$ и $x_L(t)$ – зависимости координат фронта испарения и плавления, которые находятся в процессе счета.

Полагая, что в систему подводится энергия на единицу площади, равная $W(t_2) - W(0) = E_s$, из уравнения (7) получим следующее уравнение для определения t_2 :

$$\int_{t_0}^{t_2} \frac{dt}{x_L(t)} = \left(1 - \frac{t_1}{t_0}\right) \frac{E_S}{\lambda_L(T_V - T_L)} + \frac{\lambda_V \Delta T_V}{\lambda_L(T_V - T_L)} \int_{t_1}^{t_0} \frac{dt}{x_V(t)}.$$
 (8)

Таким образом, математическая задача состоит в определении поля температур от времени T(t,x), являющегося решением начально-краевой задачи (1) – (5), (8).

Эту задачу решали численно. Использовали неявную разностную схему первого порядка по времени и второго порядка по пространству. Шаг по времени – 1 мкс, по пространству – 0,1 мкм. Получившуюся при этом алгебраическую систему уравнений решали методом прогонки. Толщина пластины *l* принята равной 600 мкм; такая толщина достаточно велика, чтобы обеспечить идентичность результатов с результата-



Рис. 1. Зависимость температура – время при $E_s = 45 \text{ Дж/см}^2$, $t_0 = 200 \text{ мкс для различных значений x:}$ I - 2 мкм; 2 - 10 мкм; 3 - 20 мкм; 4 - 25 мкм

ми для пластинки бесконечной толщины за время до 2000 мкс.

Численное решение задачи (1) – (6) проводили для теплофизических значений технически чистого титана [5–7]: $T_S = 1998$ К; $L_m = 304$ кДж/кг; $T_V = 3560$ К; $L_v = 8900$ кДж/кг; $\rho_S = 4,5 \cdot 10^3$ кг/м³; $\rho_L = 4,1 \cdot 10^3$ кг/м³; $c_S = 318$ Дж/(кг·К); $c_L = 400$ Дж/(кг·К); $\lambda_S = 25$ Вт/(м·К); $\lambda_L = 30$ Вт/(м·К).

Результаты расчетов распределения температуры в зависимости от времени и от координаты представлены на рис. 1, 2 при $E_s = 45 \text{ Дж/см}^2$, $t_0 = 200 \text{ мкс.}$ Из представленных зависимостей видно, что температура в образце не превосходит температуру испарения, и следовательно, можно определить границу области проплавления.

По разработанной программе проведена серия расчетов при варьировании плотности энергии E_s и времени действия электронного потока. При расчетах фиксировали параметры: t_1 – время достижения начала испарения; t_2 – время окончания разлета пара; $x_{\text{плав}}$ – глубина проплавления. Эти данные представлены ниже:

<i>Е_S</i> , Дж∕см ²	<i>t</i> ₀ , мкс	<i>t</i> ₁ , мкс	<i>t</i> ₂ , мкс	<i>х</i> _{плав} , мкм
45	200	109	329	25
	100	26	337	26
55	200	73	492	32
	100	18	508	33
65	200	52	700	38
	100	13	716	39

Время действия электронного пучка t₀ практически не влияет на глубину проплавления при фиксированной плотности энергии, глубина проплавления линейно



Рис. 2. Зависимость температура – расстояние при $E_s = 45 \text{ Дж/см}^2$, $t_0 = 200 \text{ мкс для различных значений } t$: I - 109 мкс; 2 - 329 мкс; 3 - 350 мкс; 4 - 450 мкс; 5 - 600 мкс

возрастает с ростом плотности энергии. Эти результаты получены на основе математического моделирования впервые и принципиально отличаются от данных работ по тепловому моделированию при воздействии концентрированных потоков энергии при отсутствии испарения, в которых глубина проплавления пропорциональна корню квадратному из t_0 , а главную роль играет плотность q теплового потока.

Полученные результаты математического моделирования тепловой ситуации при воздействии концентрированных потоков энергии в условиях учета испарения качественно отражают экспериментальные данные [8]. Для количественного описания экспериментальной зависимости глубины проплавления от плотности энергии в рамках этой модели существует параметр, позволяющий провести настройку модели по экспериментальным данным. Таким параметром является коэффициент теплопроводности жидкого металла. Для покоящегося жидкого титана коэффициент теплопроводности в два раза меньше, чем для твердого. Однако в условиях эксперимента при воздействии электроннопучковой обработки возможно конвективное течение, что позволяет считать коэффициент теплопроводности жидкого титана настраивающим параметром.

Другая возможность провести параметризацию экспериментальных данных лежит в усложнении этой модели с помощью учета теплоты химических реакций при образовании карбида титана [9].

Выводы. Развита предложенная ранее математическая модель для описания температурных полей при воздействии концентрированных потоков энергии с учетом испарения с помощью конкретизации алгоритма расчета времени разлета пара. Выявлены новые закономерности по зависимости глубины зоны проплавления от параметров электронно-пучковой обработки и указаны пути параметризации модели.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 208с.
- Плазменное упрочнение высокоуглеродистых сплавов: физическая природа и технология / О.Ю. Ефимов, А.Б. Юрьев, В.Е. Громов и др. Новокузнецк: НПК, 2009. 223 с.
- Сарычев В.Д., Хаимзон Б.Б., Коновалов С.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 8. С. 52 – 56.
- 4. Самарский А.А., Вабищевич П.Н. Вычислительная теплопередача. М.: Едиториал УРСС, 2003. 784 с.
- 5. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справочник. Т. 4. М.: Наука, 1982. Кн. 1, С. 624; кн. 2, С. 567.
- Смитлз К.Дж. Металлы. Справочник. Изд. пятое. / Под ред. С.Г. Глазунова. – М.: Металлургия. 1980. – 488 с.
- Свойства элементов. Справ. изд. / Под ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1985. – 672 с.
- Структура, фазовый состав и свойства поверхностных слоев титана после электровзрывного легирования и электроннопучковой обработки / Под ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова, Е.А. Будовских. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2012. – 435 с.
- 9. Сарычев В.Д., Хаимзон Б.Б., Соскова Н.А. и др. // Титан. 2012. № 1. С. 4 – 8.

© 2013 г. Б.Б. Хаимзон, В.Д. Сарычев, Н.А. Соскова, В.Е. Громов Поступила 6 сентября 2012 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.7.022:621.771.23-41:519.25

Л.Д. Девятченко, Е.П. Маяченко

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ИЗГИБНО-РАСТЯЖНОЙ МАШИНЫ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ОКАЛИНЫ С ПОВЕРХНОСТИ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ПОЛОС

Аннотация. Выполнен статистический анализ работы изгибно-растяжной машины (ИРМ) при разрушении окалины с поверхности горячекатаных полос. Предложена методика построения математической модели ИРМ на основе логит-регрессии, связывающей энергетический признак натяжения полосы в нормированном диапазоне с управляемым признаком суммарного перекрытия рабочих роликов в кассетном устройстве ИРМ при естественном (текущем) изменении толщины и ширины полосы. Полученная модель может быть использована в качестве инструмента для поддержания устойчивой работы ИРМ при регулировании в заданном диапазоне нагрузки на привод, а в перспективе – для определения рациональных режимов перекрытий рабочих роликов ИРМ в случае изменения конструктивных особенностей изгибно-растяжного механизма или геометрических размеров сечения и свойств обрабатываемой полосы.

Ключевые слова: изгибно-растяжная машина, логит-регрессия, горячекатанная полоса.

SIMULATION OF OPERATION OF A BENDING-STRETCHING MACHINE DURING THE DROSS DE-STRUCTION FROM THE SURFACE OF THE HOT-ROLLED METAL

Abstract. Statistical analysis of tension-bending machine (TBM), which destroys the dross from the surface of the hot-rolled steel, was performed. The method of constructing of the mathematical model based on the logit-regression, which connects the load on drive with the total overlap of rollers in the TBM for the different profile of hot-rolled steel, has been proposed. The model can be used to maintain stable operation of the machine and the regulation of the load on the drive, as well as to determine the overlapping rollers, if the profile of hot rolled steel or design of the tension-bending machine is changed.

Keywords: bending-stretching machine, logit-regression, hot-rolled metal.

Непрерывный технологический процесс подготовки горячекатаного металла для холодной прокатки обязательно включает упругопластический знакопеременный изгиб полосы при протяжке ее между верхними и нижними роликами, расположенными в шахматном порядке (рис. 1). Это необходимо для правки полосы и эффективного разрушения окалины с ее поверхности, что органически вписывается в линии непрерывных травильных агрегатов (НТА) листопрокатного производства [1].

Конструкция изгибно-растяжных машин (ИРМ), осуществляющих знакопеременный изгиб полосы, кроме основной кассеты, содержащей каскад неприводных рабочих и опорных роликов, включает также тянущие станции с регулируемой нагрузкой на привод.



Рис. 1. Схема фрагмента установки для правки полосы растяжением с изгибом

Расположение рабочих роликов в шахматном порядке позволяет настраивать их в вертикальных плоскостях с помощью гидравлики, т.е. можно регулировать глубину внедрения верхнего ряда по отношению к нижнему, – величину перекрытия рабочих роликов [2, 3]. Растяжение полосы также способствует отслоению окалины и улучшению плоскостностности [1, 4], причем в источнике [4] отмечается, что для взламывания окалины степень деформации должна быть не менее 0,5 %.

Реакция на изменения толщин и ширин полос и величин суммарного перекрытия рабочих роликов тесно связана с потреблением энергии тянущих устройств (тянущих станций). Поэтому, моделируя процесс разрушения окалины и правки полосы, целесообразно было использовать в качестве отклика потребляемую мощность (W) тянущей станции в допустимом диапазоне 8 – 58 % для обеспечения качественной обработки полосы. В качестве независимых переменных были выбраны следующие признаки: суммарное перекрытие рабочих роликов (T, мм), толщина (H, мм) и ширина (B, мм) обрабатываемых полос.

В настоящем исследовании не ставилась задача разработки или корректировки режимов эксплуатации ИРМ, такие режимы успешно применяются в листопрокатных цехах металлургического производства с учетом конструктивных особенностей оборудования травильных линий [2 – 4]. Цель исследования – создать математическую модель работы ИРМ, связывающую воедино параметр потребляемой мощности в допустимом диапазоне, технологический параметр управления и геометрические параметры обрабатываемой полосы.

В основу моделирования положены данные, накопленные при поиске рациональных режимов перекрытий рабочих роликов ИРМ для разных сечений полос и усилий на привод натяжения полосы, необходимых для разрушения окалины и правки полосы при ее относительном удлинении на 1 - 1, 2 %.

Изгибно-растяжная машина установлена в линии травильного агрегата №1 ЛПЦ-5 ОАО «ММК» [3]. В ее конструкцию входят станина с тремя парами неприводных роликов и приводные станции натяжения полосы с усилием до 650 кН на входе и выходе агрегата. Рабочие ролики диам. 76 мм изготовлены из износостойкой стали 9Х1Г6 с твердостью бочки 62 – 64 HRC. Данные собраны на ИРМ при обработке полос горячекатаного металла из стали марок 08ю и 08пс.

Объем выборки в режиме нормальной эксплуатации линии НТА составил n = 255, числовые характеристики данных представлены в табл. 1. Линейные корреляционные связи исследуемых признаков приведены ниже (маркированы линейные связи для уровня значимости p < 0.05):

	Т	Н	В	W	V	W_p
Т	1,00	0,43	0,39	-0,02	-0,24	-0,02
Н	0,43	1,00	0,59	0,39	-0,29	0,39
В	0,39	0,59	1,00	0,58	-0,15	0,58
W	-0,02	0,39	0,58	1,00	-0,03	1,00
V	-0,24	-0,29	-0,15	-0,03	1,00	-0,03
W_{p}	-0,02	0,39	0,58	1,00	-0,03	1,00

Статистическая обработка данных выполнена в системе STATISTICA ® [5]. Для полноты обсуждения результатов первичной обработки данных предварительно заметим следующее.

Если исходить из ограничения на область допустимой вариации энергетического показателя $W \in (8 \div 58)$ %, то

целесообразно перевести его путем линейного преобразования в показатель, характерный для вероятности $Tu \ p \in [0,1]$, в данном случае $W_p = \frac{W - W_{\min}}{W_{\max} - W_{\min}}$, где $\frac{1}{W_{\max} - W_{\min}}$ – коэффициент пропорциональности; W_{\min} – начальная точка отрезка. Тогда $W_p \in [0,1]$ при том, что корреляция отклика W_p с другими переменными остается прежней (см. корреляционную матрицу признаков), а преимущества отклика W_p перед W – в его универсальности для разных конструкций ИРМ.

На первый взгляд было бы рациональнее включить в модель перекрытие каждой пары роликов в отдельности, однако этому препятствовала очень слабая корреляционная связь перекрытия каждой пары роликов с откликом и сильная положительная корреляция перекрытия каждой пары между собой. В процессе работы ИРМ с тремя парами внедряемых в полосу рабочих роликов суммарная величина перекрытия составит $T = \sum_{i=1}^{3} T_i$, где T_i – перекрытие *i*-й пары роликов. Допустимое различие величин перекрытий T_1 и T_2 обусловлено в основном более ускоренным износом поверхности роликов первой пары, принимающих основную нагрузку при разрушении окалины. Величина перекрытия T₂, выполняющая роль тонкой правки на завершающей стадии обработки полосы, устанавливается, как правило, на более низком уровне по сравнению с первыми парами роликов с целью снятия остаточных напряжений, возникающих при сильном знакопеременном изгибе [2].

Скорость движения полосы в линии НТА практически сохраняется стабильной, среднее значение при 95 %-ном доверительном интервале составляет $V = 227,5 \pm 7,65$ (см. табл. 1), так как нельзя допустить отклонения в большую или меньшую стороны из-за появления дефектов соответственно «недотрав» и «перетрав» [6]. По этой же причине наблюдается статистически незначимая связь между откликом и скоростью, даже после элиминирования этой связи как для исходного отклика, так и для его нелинейного преобразования (см. табл. 2).

Таблица 1

Признак	Среднее	Доверит инте -95 %	гельный рвал +95 %	Минимум	Максимум	Дисперсия	Стандартное отклонение	Ошибка среднего
Т	64,69	64,023	65,360	49,92	85,00	29,39	5,4216	0,3395
Н	2,163	2,123	2,203	1,800	3,000	0,110	0,3250	0,0203
В	1438,0	1412,1	1464,9	1030,0	1830,0	45717,0	213,81	13,390
W	34,01	32,599	35,429	8,500	58,00	131,6	11,474	0,7185
V	227,5	219,84	235,10	101,0	302,0	3831,4	61,898	3,8762
W_p	0,520	0,492	0,549	0,010	0,990	0,05	0,2294	0,01437

Числовые характеристики исследуемых признаков

Таблина 2

Корреляционная связь отклика (в линейной и нелинейной шкалах) другими признаками

Признак	Для отклика $W($ или $W_{p})$	Для отклика $\ln(W_{fp})$
Т	-0.02/-0.34056	-0.003791/-0.313826
Н	0,39/0,180757	0,365875/0,147213
В	0,58/0,53274	0,556745/0,507468
V	-0,03/0,03861	-0,02/0,057472
Прим	ечание. В числителе -	- полная корреляция,

в знаменателе – частная.

Случай «несостоятельности» скорости для включения ее в модель побудил проверить все остальные признаки на изменение силы связи с откликом W_p при переходе от общей корреляции к частной, вычисляемой как $r_{1,2/3 \le j \le m} = -\frac{|R_{12}|}{\sqrt{|R_{11}||R_{22}|}}$, где $r_{1,2/3 \le j \le m}$ – частная корреля-

ция, вычисляемая по корреляционной матрице R порядка m = 5; индексом «1» обозначен отклик W_n , индексом «2» – исследуемый признак (соответственно T, H, B, V; $|R_{12}|, |R_{11}|, |R_{22}|$ – соответствующие алгебраические дополнения корреляционной матрицы $R = (r_{ii})$ для признаков T, H, B, V и W_p. Результаты расчета частной корреляции отклика со всеми признаками в сравнении с полной корреляцией приведены в табл. 2.

Анализируя линейную корреляционную связь переменных, предназначенных для моделирования работы ИРМ, отметим следующее. Затраты энергии на привод тянущей станции возрастают с увеличением толщины и ширины обрабатываемой полосы; одновременно наблюдается в случае полной корреляции весьма малая, отрицательная (статистически незначимая) связь отклика W с признаком T. Однако в случае частной корреляции (при исключении влияния других признаков) получается весьма значимая отрицательная связь этих же признаков, равная -0,34056.

Для объяснения отрицательной связи следует принять во внимание физико-химическую сущность процесса образования и разрушения окалины с поверхности толстых и тонких полос горячекатаного металла. Процесс образования окалины на толстой горячекатаной полосе из-за повышенной температуры конца про-

катки протекает в более глубокой стадии с образованием труднорастворимых, при этом весьма хрупких слоев с оксидами Fe₂O₃ и Fe₃O₄. На тонкой стальной полосе с пониженной температурой конца прокатки, по сравнению с толстыми полосами, образуются относительно мягкие слои окалины, состоящие из оксидов FeO и Fe₂O₂, но обладающие адгезионной стойкостью, особенно при низком уровне деформации. Поэтому тонкий горячекатаный металл требует более глубокого механизма воздействия для разрушения окалины. На ИРМ это достигается растяжением полосы при относительном ее удлинении до 1,2 % и увеличением перекрытия рабочих роликов, что также способствует эффективной правке тонких полос. Толстые и тем более широкие полосы сами по себе требуют значительных усилий при протяжке их через ролики ИРМ. Однако эти усилия для предотвращения перегрузки привода без снижения качества обработки поверхности полос можно уменьшить, снизив величину перекрытия роликов.

В завершение анализа линейной корреляции признаков построена линейная модель вида $W_{p} = b_{0} + b_{1}T + b_{1}T$ $+b_2H + b_3B + \varepsilon$, где b_0, b_1, b_2, b_3 – оценки параметров модели; є – оценка остатка (ошибки) уравнения. Оценки параметров уравнения множественной регрессии получены в системе STATISTICA[®] и приведены в табл. 3.

Как следует из табл. 3, оценки параметров b, статистически значимы согласно *t*-критерию Стьюдента при степенях свободы v = 251 и уровне значимости p < 0.05, за исключением параметра $b_0 = 0,218017$, для которого p = 0,103955. Несмотря значимую по *F*-критерию Фишера, F(3, 251) = 62,8385 и относительно высокую степень детерминации $R^2 = 0,422$, регрессионную модель с незначимой оценкой параметра b₀ некорректно использовать на практике; а модель с переменными в стандартизованном масштабе (с параметрами Beta) также неудобна для пользователя. Вместе с тем отметим, что линейная регрессия адекватно отражает направления действий учтенных переменных на отклик W_{p} .

Можно предположить, что незначимость параметра b₀ в регрессионной модели вызвана нелинейностью ее формы. Это вызывает необходимость поиска более совершенной модели с нелинейными параметрами, для которой степень детерминации $\eta^2 > R^2$.

Установлено (см. корреляционную связь признаков), что признак Т имеет весьма значимую положительную

Таблица 3

Признак	Beta- параметр	Станд. ошибка	<i>b</i> _{<i>j</i>} -параметр	Станд. ошибка	Критерий <i>t</i> (251)	<i>р</i> -уровень
-	—	_	0,218017	0,133597	1,63190	0,103955
Т	-0,330126	0,053683	-0,013968	0,002271	-6,14954	0
Н	0,176789	0,061065	0,124773	0,043098	2,89509	0,004124
В	0,606434	0,059887	0,000651	0,000064	10,12628	0

Регрессионный анализ параметров линейной модели



Рис. 2. Оценка нелинейности функции отклика $W_p = f(T/(HB))$

связь с признаками, представляющими сечение полосы $H \times B$, поэтому, элиминируя признак T от $H \times B$, получим более близкую к искомой зависимость, представленную на рис. 2, где наблюдаемая связь является монотонно убывающей функцией с выпуклостью вниз при возрастании признака T, при этом функция W_p заметно стабилизируется, приближаясь к своей нижней границе.

Аналогично получаем характерную функцию $W_p = f((HB)/T)$, которая монотонно возрастает с выпуклостью вверх, стабилизируясь на верхнем уровне.

Исходя из обсуждаемых результатов установлено, что подходящей нелинейной моделью, характеризующей работу ИРМ, будет логистическая модель вида $W_p = \frac{1}{1 + e^{-f(T, H, B)}}$. Удобство этого нелинейного уравнения по сравнению с «более простым» линейным уравнением еще и в том, что область $W_p \in [0; 1]$.

С учетом установленной ранее значимой корреляции для линейной регрессии будем предполагать, что показатель экспоненты имеет вид $f(T, H, B) = b_0 + b_1T + b_2H + b_3B$. Для модели, нелинейной по параметрам оценки, ее параметры следует искать, используя методы нелинейного оценивания. Для этого необходимо задать подходящие значения этих параметров, определить шаг итерации по каждому из них и критерий сходимости. Эта задача является весьма трудоемкой и тем сложнее, чем больше параметров следует определить, тем более, что все процедуры нелинейного оценивания не имеют встроенных ограничений на область поиска [5, 7].

Однако в случае нелинейного моделирования на основе логит-регрессии модель можно линеаризовать с помощью нелинейного преобразования отклика W_p как

$$W_{fp} = \ln \frac{w_p}{1 - W_p}$$
, тогда $W_{fp} = b_0 + b_1 T + b_2 H + b_3 B$, т.е. по-

лучаем вид классической регрессии. Следует также заметить, что из-за невозможности операции деления на ноль и неопределенности значения логарифма бесконечного аргумента, для преобразования логит-функции из одной формы в другую принимаем открытым интервал $W_p \in [0; 1]$. Оценки неизвестных параметров b_j модели для преобразованного отклика W_{fp} приведены в табл. 4.

Все оценки параметров модели для W_{fp} согласно *t*-критерию Стьюдента на уровне значимости p < 0,05 являются статистически значимыми, включая b_0 . Таким образом, получено регрессионное уравнение с коэффициентом множественной корреляции R = 0,061653 вида $\ln(W_p/(1-W_p)) = -1,71445 - 0,06963T + 0,59492H + 0,00351B$, или в более удобной форме для пользователя: $W_p = 1/[1 + \exp(1,71445 + 0,06963T - 0,59492H - 0,00351B)].$

В табл. 5 приведен пошаговый поиск оценок параметров логит-регрессии. Линеаризованные параметры нелинейной модели были использованы как наиболее близкие к искомым, так например, для $b_0 = 1$, $b_1 = 0,05$, $b_2 = -0,5$ и $b_3 = -0,003$ с помощью итерационных процедур для нелинейного оценивания в системе STATISTICA[®] (см. табл. 5) была получена нелинейная модель вида $W_p = 1/[1 + \exp(1,488956 + 0,057758T - 0,629227H - 0,002765B)]$, квадрат корреляционного отношения которой равен $\eta^2 = 0,566$. Заметим, что η^2 значительно превышает уровень детерминации R^2 предшествующих линейной и линеаризованной моделей.

Регрессионный анализ разработанной модели приведен в табл. 6, откуда следует, что оценки параметров существенно откорректированы, возросла их значимость, при этом сохранились направления действий признаков, учтенных в модели. Полученные оценки параметров показывают, что увеличение сечения обрабатываемой полосы (по ширине и толщине) вызывает необходимость снижения величины перекрытия роликов,

Таблица 4

Регрессионный анализ модели с нелинейным откликом $\ln(W_p/(1-W_p))$

Признак	Beta- параметр	Станд. ошибка	<i>b</i> _{<i>j</i>} -параметр	Станд. ошибка	Критерий <i>t</i> (251)	р-уровень
_	_	_	-1,71445	0,782094	-2,19213	0,029289
Т	-0,292876	0,055930	-0,06963	0,013297	-5,23649	0
Н	0,150017	0,063621	0,59492	0,252301	2,35799	0,019142
В	0,582163	0,062394	0,00351	0,000376	9,33050	0

Таблица 5

Номер шага	Функция потерь	b_0	b_1	<i>b</i> ₂	b_3
1	4,466845	1,000000	0,050000	-0,500000	-0,003000
2	2,892112	1,029278	0,058468	-0,822790	-0,002039
3	2,750277	1,380337	0,055889	-0,564592	-0,002698
4	2,748798	1,467034	0,057828	-0,620418	-0,002765
5	2,748769	1,487232	0,057727	-0,627912	-0,002764
6	2,748768	1,488956	0,057758	-0,629227	-0,002765

Пошаговый поиск оценок параметров логит-регрессии

Таблица б

Регрессионный анализ при нелинейном оценивании параметров модели

Попомотр	Оценка	Стандартная	Значение	n L'BODOUIL	Доверительн	ый интервал
параметр	параметра	ошибка	<i>t</i> -критерия	р-уровень	Нижняя граница	Верхняя граница
b_0	1,488956	0,574079	2,59364	0,010054	0,35833	2,619581
b_1	0,057758	0,010007	5,77163	0	0,03805	0,077467
<i>b</i> ₂	-0,629227	0,190773	-3,29830	0,001114	-1,00495	-0,253507
<i>b</i> ₃	-0,002765	0,000301	-9,18194	0	-0,00336	-0,002172

и наоборот, перекрытие роликов следует увеличивать при уменьшении сечения обрабатываемых полос.

В нелинейной модели подтверждается, что перекрытие роликов как признак нагрузки на привод тянущей станции проявляет себя в новом качестве как признак, регулирующий эту нагрузку. Это позволяет в относительно узком диапазоне поддерживать нагрузку привода тянущей станции, что также благоприятно сказывается на стабильности и продолжительности работы механизмов ИРМ.

Для оценки работоспособности предлагаемой модели были рассчитаны результаты отклика W_p в характерных точках логит-функции для реальных условий работы ИРМ на основе данных табл. 1, результаты расчета сведены в табл. 7 и отображены на рис. 3.

На графике рис. 3 для допустимых технологических условий работы ИРМ с максимальной и минимальной



Рис. 3. График логит-регрессии $W_p = \varphi(\alpha)$; маркером нанесены данные табл. 7

Таблица 7

Расчет значений показателя экспоненты $\alpha = f(T, H, B)$ и отклика W_p

Допустимые условия работы ИРМ	α	e^{α}	W _p
Максимальное сечение полосы при минимальном перекрытии роликов	-3,20462	0,040574	0,9610078
Минимальное сечение полосы при максимальном перекрытии роликов	2,606596	13,55283	0,0687151
Ожидаемые средние значения сечения полосы и перекрытия роликов	-0,11177	0,894253	0,5279134
Вариант получения среднего $W_p = 0,5$ для ожидаемо- го сечения полосы при $T = 66,34638$	0	1,0	0,5

нагрузками функция отклика W_p практически достигает своей верхней и нижней границы соответственно. Экспериментальная точка (-0,11177, 0,5279134) балансировки геометрических параметров сечения полосы и параметра перекрытия роликов проходит очень близко к моделируемой точке перегиба (0, 0,5) графика функции $\varphi(\alpha)$, что также подтверждает соответствие опытных и моделируемых результатов.

Выводы. Разработанная логит-модель позволяет оценить нагрузку привода при любом варианте варьирования всех учтенных переменных в совокупности или каждой в отдельности при фиксировании на любом уровне остальных переменных. С помощью логит-модели легко контролировать необходимое перекрытие рабочих роликов при изменении геометрических размеров обрабатываемой стальной полосы для поддержания в заданном диапазоне допустимой нагрузки на привод изгибно-растяжных машин, при котором наиболее эффективно разрушается окалина с поверхности горячекатаной полосы при эксплуатации ИРМ в линии НТА.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Машины и агрегаты металлургических заводов / А.И. Целиков, П.И. Полухин, В.М. Гребник и др., Т. 3. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1988. – 680 с.
- Кнапп С., Функе П., Кирхгоф К.идр. // Черные металлы. 1994. № 9. С. 49 – 54.
- Корнилов В.А., Куницин Г.А., Дьяконов В.А. идр. // Сталь. 2009. № 10. С. 77 – 79.
- 4. Чмелев А.А., Мазур В.Л., Бендер Е.А. и др. // Бюл. инта Черметинформация. 1985. № 23. С. 45, 46.
- Боровиков В.П., Боровиков И.П. STATISTICA. Статистический анализ и обработка данных в среде Windows. М.: Инф.-изд. дом «Филинъ», 1997. – 608 с.
- Андросенко О.С., Девятченко Л.Д., Маяченко Е.П., Буданов А.П. – В кн.: Процессы и оборудование металлургического производства: Межрегион. сб. науч. тр. Вып. 9. / Под ред. С.И. Платова. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2009. С. 195 – 204.
- Мэйндоланд Дж. Вычислительные алгоритмы в прикладной статистике / Пер. с англ.; под ред. Е.З. Демиденко. М.: Финансы и статистика, 1988. – 350 с.

© 2013 г. Л.Д. Девятченко, Е.П. Маяченко Поступила 21 мая 2012 г.

Н.Ю. Паршукова

Снежинский физико-технический институт – филиал Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ»

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДОБАВОК ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ ФОРМ В ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Аннотация. Рассмотрено влияние совместного использования технологических добавок алюминиевого порошка АСД-4 и алюмометилсиликоната натрия на прочность этилсиликатных форм. Произведен выбор оптимального количества добавок: 4 % АСД-4 (от массы наполнителя) и 2 – 3 % алюмометилсиликоната натрия сверх массы наполнителя.

Ключевые слова: литье, выплавляемая модель, технологическая добавка, прочность.

USE OF ADDITIVES FOR IMPROVEMENT OF CERAMIC MOLDS PROPERTIES IN DISPENSABLE PATTERN CASTING

Abstract. The influence of combined use of technological additives of aluminum powder ASD-4 and alumino methyl sodium siliconate (AMSR) on strength of ethylsilicate forms is considered. The choice of optimum amount of additives is made: amount of ASD-4 is 4 % from filler mass and amount of AMSR is 2 - 3 % in addition to mass.

Keywords: casting, dispensable pattern, technological additive, strength.

Наиболее ответственные и сложные отливки деталей из жаропрочных сплавов получают литьем по выплавляемым моделям в керамических формах [1] со связующим – гидролизованным раствором этилсиликата. Применение вакуума, высокая (достигающая 1863 – 1893 К) температура заливки металла и отсутствие в ряде случаев опорного наполнителя предъявляют повышенные требования к керамическим формам.

При использовании силикатных связующих в технологии литья по выплавляемым моделям обычно стремятся снизить до 10 – 14 % содержание оксида кремния SiO₂ в готовых растворах, например, в гидролизованном этилсиликате (ЭТС) путем разбавления избыточным количеством растворителей. Однако слои формы, полученные нанесением суспензии, содержащей 10-14 % (по массе) кремнезема, имеют низкую прочность в прокаленном состоянии. что является основной причиной их растрескивания и разрушения при заливке. Вместе с тем увеличение содержания оксида кремния SiO₂ при подготовке раствора гидролизованного ЭТС приводит к увеличению расхода исходного связующего, ухудшает процесс формообразования оболочек при сушке. В связи с этим для повышения прочности оболочек и улучшения процесса формообразования в составе суспензии применяют различные добавки.

В настоящей работе для повышения прочности оболочек в состав низкокремнеземистой суспензии (НКЭС) вводили совместно алюминиевый порошок АСД-4 (ТУ 48-5-226 – 82) [2] и добавку алюмометилсиликоната натрия (АМСР) (ТУ 6-02-700 – 93) [3].

Анализ химического состава материала наполнителя керамических форм показал, что применяемый в суспензии порошок АСД-4 содержит 3-5% (по массе) примесей оксидов железа, щелочных и щелочно-земельных металлов и магнитной составляющей, которые увеличивают химическую активность формы по отношению к заливаемым жаропрочным и высоколегированным сплавам. С целью удаления вредных примесей (оксидов Fe₂O₃, CaO, Na₂O и т.д.) наполнитель АСД-4 предварительно обрабатывается 5-15%-м водным раствором неорганической кислоты, например, соляной; в последующем обработанный материал обжигается в вакууме 1,33 Па при температуре 973 – 1373 К.

В силу своего щелочного характера АМСР взаимодействует с этилсиликатом (ЭТС) в течение 2,0 – 2,5 мин, поэтому для применения АМСР в этилсиликатных суспензиях его необходимо разбавлять водой и нейтрализовать ортофосфорной кислотой до содержания основного продукта 20 % с достижением pH = 3 ед.

Низкокремнеземистые суспензии получали разбавлением расчетным количеством растворителя гидролизованного раствора ЭТС-40, приготовленного с 16 %-й концентрацией кремнезема при мольном соотношении $M_{\rm H_2O}/M_{OR}$ воды и этоксильных групп ЭТС-40, равном 0,25 ÷ 0,70. Суспензию готовили раздельным способом с электрокорундовым составляющим, состоящим из смеси микропорошка М5 и микропорошка М50 в соотношении 1:3 (по массе). Время перемешивания суспензии 30 – 40 минут.

Прочность форм определяли согласно общепринятой методике испытания на изгиб образцов пластин сразу после сушки при комнатной температуре (до обжига), затем формы прокаливали в течение суток при 900 °C, охлаждали до комнатной температуры и испытывали (после обжига).

Произведен выбор оптимального количества добавок АСД-4 и АМСР в НКЭС. Как показали исследования, при сферической форме частиц порошка АСД-4 происходит интенсивное зарастание пор между частицами, а введение АМСР приводит к обволакиванию частиц и заполнению оставшихся пространств. Значительное (на 20 - 25 %) упрочнение форм при прокалке и увеличение скорости сушки в два раза достигается добавлением АСД-4 в количестве 4 % от массы наполнителя и 2 - 3 % АМСР сверх массы наполнителя. Полученные опытные отливки из жаропрочных сталей имеют чистую, без видимых дефектов и засоров, поверхность с отсутствием химического пригара, что говорит о их высоком качестве.

Выводы. Рассмотрено влияние совместного использования технологических добавок алюминиевого порошка АСД-4 и алюмометилсиликоната натрия на прочность этилсиликатных форм. Произведен выбор оптимального количества добавок: 4 % АСД-4 (от массы наполнителя) и 2 – 3 % алюмометилсиликоната натрия сверх массы наполнителя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Стрелов К.К. Теоретические основы технологии огнеупорных материалов. – М.: Металлургия, 1985. – 480 с.
- 2. Гузман И.Я. // Стекло и керамика. 1985. № 6. С. 16 18.
- Паршукова Н.Ю. // Литейное производство. 2001. № 10. С. 18, 19.

© 2013 г. *Н.Ю. Паршукова* Поступила 13 августа 2012 г.

содержание

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Акимов Е.Н., Сенин А.В., Рощин В.Е. Расчет активностей компо-	
нентов системы Al ₂ O ₃ – CaO	3
Якубайлик Э.К., Килин В.И., Чижик М.В., Ганженко И.М., Ки-	
лин С.В. Изучение процессов намагничивания и размагничи-	
вания сильномагнитных руд методом цифровой фотографии	5
Юрьев А.Б., Козырев Н.А., Бойков Д.В., Фейлер С.В., Захаро-	
ва Т.П. Влияние окисленности расплава на качество рельсо-	
вой электростали	11
Ерпалов М.В., Нухов Д.Ш., Богатов А.А. Теоретическое исследо-	
вание изменения формы утяжины на заднем конце заготовки	
при прошивке	16
Коротков В.А. Исследование плазменной закалки конструкцион-	
ной стали	18
Гурьянов Г.Н., Ярёменко В.Н. Изменение напряженного состоя-	
ния проволочной заготовки вдоль рабочего канала волоки	21
Харитонов В.А., Таранин И.В. Анализ напряженно-деформиро-	
ванного состояния в очаге деформации при прокатке катанки	
в различных системах калибров на основе молелирования	
методом конечных элементов	26
Никитин А.Г., Епифанцев Ю.А., Лактионов С.А., Витуш-	
кин А.В. Анализ факторов, влияющих на силу дробления	
хрупких материалов	30
Лолинский В.А., Никитин Л.Л., Коверзин А.М., Портнов Л.В.,	
Бугаев С.Ф. Использование промывочных брикетов лля	
улучшения работы горна доменной печи	33
July menus process replie demenition ne in	55

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Чукин М.В., Корчунов А.Г., Полякова М.А., Лысенин А.В., Гу- лин А.Е. Разработка критериальной оценки эффективности процессов интенсивной пластической деформации конструк-	
процессов интеленияти имети теской деформации конструк	46
Гришунин В.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б.,	
Воробьев С.В. Повышение усталостного ресурса рельсовой	
стали электронно-пучковой обработкой	. 51
Ионина А.В., Иванов Ю.Ф., Райков С.В., Будовских Е.А., Гро-	
мов В.Е. Структура и профиль микротвердости поверхност-	
ных слоев среднеуглеродистой стали и технически чистого	
титана после электровзрывного бороалитирования и после-	
дующей электронно-пучковой обработки	. 55
Хаимзон Б.Б., Сарычев В.Д., Соскова Н.А., Громов В.Е. Моде-	
лирование распределения температуры при воздействии им-	
пульсных потоков энергии с учетом испарения	. 59

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Девятченко Л.Д., Маяченко Е.П. Моделирование работы изгиб-	
но-растяжной машины при разрушении окалины с поверхно-	
сти горячекатаных полос	63

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Паршукова Н.Ю. Использование добавок для улучшения свойств	
керамических форм в литье по выплавляемым моделям	. 69

CONTENS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES	
Akimov E.N., Senin A.V., Roshchin V.E. Activity calculation of Al_2O_3	
system components 3	Chukin
Yakubaylik E.K., Kilin V.I., Chizhik M.V., Ganzhenko I.M., Ki-	G
lin S.V. Study of strong-magnetic ores magnetization and demag-	fe
netization processes by the method of digital photography 5	st
Yuryev A.B., Kozirev N.A., Boykov D.V., Feyler S.V., Zakharo-	Grishu
va T.P. Impact on quality oxidized melts rail electric steel 11	r
Erpalov M.V., Nukhov D.Sh., Bogatov A.A. Theoretical study of	b
shape changes of the sink mark on the back end of the material	Ionina
blank during broaching 16	n
Korotkov V.A. Study of plasma hardening of structural steel	e
Guryanov G.N., Yaremenko V.N. Change of the stressed state of wire	e
stock along the wire working channel of the drawing die 21	b
Kharitonov V.A., Taranin I.V. Analysis of deflected mode in the de-	Khaim
formation zone during the rod rolling in various caliber systems	ti
based on the modeling by finite element method	e
Nikitin A.G., Yepifantzev Yu.A., Laktionov S.A., Vitushkin A.V.	
Analysis of factors affecting strength of fragile materials frag-	
mentation	AN
Dolinskiy V.A., Nikitin L.D., Koverzin A.M., Portnov L.V.,	
Bugayev S.F. Use of washing briquettes for improvement of the	Devyat
blast-furnace hearth operation	b
*	SI
ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY	
Kabakov Z.K., Mazina I.Yu., Okuneva T.A. Testing of the numerical	
- letter of the collidification of the slab billet on the home-ant-l	Derreher

VA. Nikitin L.D. Koverzin	A.M. Portnov L.V.	
ation		AND
ysis of factors affecting strength of	f fragile materials frag-	

Kabakov Z.K., Mazina I.Yu., Okuneva T.A. Testing of the numerical	
solution of the solidification of the slab billet on the horizontal	
unit for continuous casting of metal	37

Beygelzimer E.E., Beygelzimer Ya.E. Calculation method of the actual spot size of spray jet irrigation on the horizontal sheet surface 40

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Chukin M.V., Korchunov A.G., Polyakova M.A., Lysenin A.V., Gulin A.E. Development of evaluation criteria of the process ef- fectiveness of intensive plastic deformation of structural carbon	
steels	46
Grishunin V.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuryev A.B., Vo- robyev S.V. Increase of the fatigue life of the rail steel by electron beam treatment	51
Ionina A.V., Ivanov Yu.F., Raykov S.V., Budovskikh E.A., Gro- mov V.E. Structure and microhardness profile of the surface lay- ers of medium carbon steel and commercially pure titanium after electroexplosive boron-aluminizing and subsequent electron-	
beam treatment	55
Khaimzon B.B., Sarychev V.D., Soskova N.A., Gromov V.E. Simula-	
tion of the temperature distribution under the influence of pulse energy flows subject to evaporation	59
INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIC CONTROL IN FERROUS METALLURGY	
Devyatchenko L.D., Mayachenko E.P. Simulation of operation of a bending-stretching machine during the dross destruction from the surface of the hot-rolled strips	63

BRIEF COMMUNICATIONS

Parshukova N.Yu. Use of additives for improvement of ceramic molds	
properties in dispensable pattern casting	69

Подписано в печать 27.02.2013. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. Офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3848.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС. 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4. Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35