

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

1

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2012

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:

М.В. АСТАХОВ

Г.В. АШИХМИН

В.Д. БЕЛОВ

Е.П. ВОЛЫНКИНА

С.М. ГОРБАТЮК

ГУОИ ТАНГ (Китай)

К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела

«Ресурсосбережение в черной металлургии»

В.Е. ГРОМОВ

А.В. ДУБ, редактор раздела

«Инжиниринг в черной металлургии»

Р. КАВАЛЛА

В.М. КОЛОКОЛЬЦЕВ

К.Л. КОСЫРЕВ, редактор раздела

«Металлургические технологии»

В.В. КУРНОСОВ

С.С. ЛАЗУТКИН

Л.П. МЫШЛЯЕВ, редактор раздела

*«Информационные технологии
и автоматизация в черной металлургии»*

С.А. НИКУЛИН

Г.С. ПОДГОРОДЕЦКИЙ

Л.А. ПОЛУЛЯХ

Е.В. ПРОТОПОПОВ

Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела

*«Рациональное природопользование
в черной металлургии»*

С.В. СОЛОДОВ

Н.А. СПИРИН

М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ

М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела

«Материаловедение и нанотехнологии»

М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария)

А.Б. ЮРЬЕВ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
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

В.В. Коровушкин, А.В. Смагина, Г.С. Подгородецкий

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТЕПЕНИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И МЕТАЛЛИЗАЦИИ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО СЫРЬЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕССБАУЭРОВСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Для разработки эффективного метода промышленного получения металлов из окисленных железных руд необходимо знание физико-химических и кинетических характеристик процессов их восстановления.

Восстановление металла представляет собой сложный процесс, скорость которого зависит от температуры, давления, состава и расхода газа восстановителя, а также физической структуры и минерального состава рудного материала. В общем случае реакция восстановления имеет вид



где Me – металл; B – восстановитель.

В качестве восстановителей применяют вещества, обладающие в данных условиях большим химическим сродством к кислороду, чем восстанавливаемый элемент. В доменном производстве восстановителями могут быть углерод, оксид углерода, водород и природный газ [1 – 3].

Поведение железорудного сырья в доменном процессе во многом определяет такой показатель, как восстановимость. Согласно работе [4], восстановимость – это величина, характеризующая способность сырых или переработанных железных руд отдавать при помощи восстановителя кислород, соединенный с железом, с одновременным присоединением электронов ионами железа. Восстановимость железорудных материалов является важной металлургической характеристикой, определяющей ход доменной плавки. Чем лучше показатель восстановимости, тем меньший расход дорогостоящего топлива требуется на производство чугуна. Численным показателем восстановимости является степень восстановления. Степень восстановления железа определяется согласно [5] как

$$\left(\frac{\Delta O}{O_{\text{общ}}}\right)100 \%. \quad (2)$$

Существуют различные способы определения восстановимости и методики расчета степени восстановления, которые подробно описаны в работах [1 – 6]. Наибольшее распространение при изучении восстановительных процессов получили статический и динамический методы с участием газовой фазы.

Суть статического метода, согласно работе [3], заключается в анализе проб газа-восстановителя через определенные промежутки времени с выдерживанием исходных количеств вещества и газовой фазы при заданных давлении и температуре. В отличие от статического метода, где сама газовая атмосфера и ее обновление у поверхности твердого тела путем диффузионного переноса происходит медленно, в динамическом методе над поверхностью вещества создается поток газа с такой скоростью, чтобы за время прохождения над твердой фазой успевало наступить состояние равновесия. При этом регистрируют изменение давления газовой атмосферы, ее состав, массу и состав твердых фаз. Разновидностями статического и динамического методов изучения процесса восстановления железорудного сырья являются циркуляционный, гравиметрический, термогравиметрический и метод регистрации фазового состава, отличающиеся аппаратным оснащением и выявлением изменений газовой атмосферы, массы исследуемого образца или фазового состава образца.

В динамическом методе степень восстановления определяют по сумме скоростей образования CO и CO_2 . При этом анализ газовой фазы определяется с помощью как химических методов анализа газовой фазы, так и хроматографией.

В гравиметрическом и термогравиметрическом методах степень восстановления определяют по потере массы образца. Параллельно может проводиться непрерывный анализ газа. Данные методы регистрации изменения газовой фазы и массы образца не позволяют непосредственно судить о фазовом составе продуктов. Недостатки данных способов заключаются в том, что потеря общей массы может происходить не только из-за потери кислорода, но и из-за удаления некоторых летучих, например, серы при примесях в рудах сульфидов, CO_2 в случае примеси карбонатов, а в потери определяемой массы может входить и кислород силикатов при их разложении и кислород других оксидов, например марганца. Это отразится также и на составе газовой атмосферы. Все эти факторы будут вносить существенную ошибку в определение степени восстановления железа.

В методиках [4, 6] расчет степени восстановления железа ведется только на основе изменения его валентности. Однако железо может восстанавливаться не только до металлического, но и частично до Fe^{2+} , что затрудняет расчет показателей восстановимости.

В существующих методах регистрации изменения фазового состава используются способы оценки изменения состава, количества и структуры образующихся и изменяющихся фаз с применением данных о магнитной проницаемости, рентгеновской спектроскопии, где физические изменения, происходящие в образце, например рост кристаллов восстановленного железа, отражаются на рентгенограммах [3]. Обработка результатов и определение восстановимости с помощью данных методов являются достаточно сложными.

Для упрощения расчета показателя степени восстановления в настоящей работе предложен метод регистрации изменения фазового состава железорудного сырья до и после процесса восстановления с помощью мессбауэровской спектроскопии. При этом используются данные по распределению железа в присутствующих фазах [7] и определяются потери кислорода в относительных процентах путем сопоставления его содержания в исходном и восстановленном образцах. Расчет степени восстановления при этом является довольно простым и не требует химического анализа образцов и определения потери массы весовым способом.

Степень восстановления, используя результаты мессбауэровской спектроскопии, предлагается рассчитывать согласно приведенной ниже методике.

Коэффициент пересчета кислорода в оксидах по железу (K) определяется как

$$K = (nA_O) / (mA_{Fe}), \quad (3)$$

где n – число атомов кислорода в молекулярной формуле оксида железа; m – число атомов железа в молекулярной формуле оксида железа; A_O – атомная масса кислорода, равная 16,00; A_{Fe} – атомная масса железа, равная 55,85.

Используя коэффициент пересчета (K) и полученные в результате мессбауэровской спектроскопии относительные проценты железа фаз, определяется содержание кислорода фазы в относительных процентах:

$$O_{Fe_2O_3} = K \cdot Fe_{Fe_2O_3}. \quad (4)$$

Аналогично определяется содержание кислорода фаз Fe_3O_4 , FeO и т.д.

Общее содержание кислорода ($O_{общ}$) в относительных процентах для исходного и восстановленного образцов находится как сумма

$$O_{общ} = O_{Fe_2O_3} + O_{Fe_3O_4} + O_{FeO} + \dots \quad (5)$$

Степень восстановления (R) в процентах вычисляют по формуле

$$R = \left[\frac{O_{общ}^{исх} - O_{общ}^{восст}}{O_{общ}^{исх}} \right] 100 \%. \quad (6)$$

Степень металлизации образца определяется также по относительным содержаниям железа из мессбауэровских спектров:

$$(Fe_{мет} / Fe_{общ}) 100 \%. \quad (7)$$

В качестве примера для определения степени восстановления в настоящей работе были использованы окатыши Качканарского ГОКа диаметром 13,5 мм. Процесс восстановления проводили с использованием водорода в качестве газа-восстановителя на установке непрерывного взвешивания. В качестве инертного газа использовался азот. Образец выдерживали в печи при температуре 800 °С. Длительность всего эксперимента составила 40 мин. Извлекаемый из печи образец имел температуру 600 – 700 °С.

Окатыши до и после восстановления исследовали с помощью мессбауэровской спектроскопии на установке Ms-1104 Em при комнатной температуре. В качестве источника γ -излучения использовался изотоп Co^{57} . Образцы массой 100 мг измельчались до 0,06 – 0,07 мм. Калибровка мессбауэровских спектров проводилась по предварительно снятому спектру стандартного образца α -Fe.

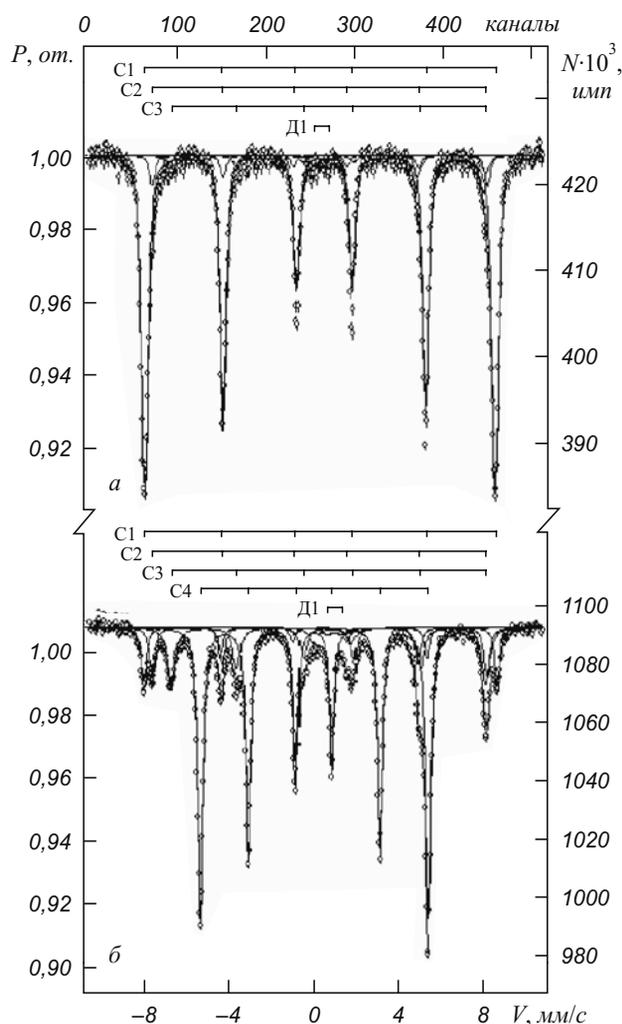
Полученные в результате проведенного эксперимента спектры исследуемых окатышей до и после восстановления приведены на рисунке.

Обработка мессбауэровских спектров исследуемого образца и разложение спектров на компоненты в зависимости от числа предполагаемых фаз производилась с использованием программы «Univem MS». По мессбауэровским параметрам была произведена диагностика фаз. Секстет С1 на рисунке *a* по своим параметрам соответствует ионам Fe^{3+} гематита, секстет С2 соответствует ионам Fe^{3+} тетраэдрической позиции магнетита, а секстет С3 – ионам Fe^{3+} и Fe^{2+} октаэдрической позиции магнетита. Дублет Д1 обусловлен тонкодисперсными (суперпарамагнитными) оксидами железа Fe^{3+} . На рисунке *b* секстеты С1, С2 и С3 интерпретируются аналогично таковым в спектре рисунка *a*. Секстет С4 соответствует металлическому железу, а дублет Д1 – вюститу.

По полученным спектрам также было определено распределение железа между фазами и рассчитаны относительные содержания кислорода, связанного с железом. Полученные результаты приведены в таблице.

Степень восстановления для данного примера составляет 63,1 %, а степень металлизации – 59,5 %.

Данная методика расчета может применяться к любым видам железосодержащего сырья, таким как агломерат, окатыши, брикеты и другие и не противоречит



Мессбауэровские спектры окатышей Качканарского ГОКа:
а – исходный окатыш; б – восстановленный окатыш

системе расчета, приведенной работах [4, 6]. Особенностью данного способа является возможность в случае присутствия силикатов в образце определять как степень восстановления железа общего, так и отдельно железорудной составляющей с одновременным опреде-

Результаты мессбауэровской спектроскопии исходного и восстановленного окатышей и относительное содержание в них кислорода фазы

Установленные в окатышах фазы	Кэф-фициент пересчета кислорода в оксидах по Fe (К)	Исходный окатыш		Восстановленный окатыш	
		отн. % Fe-фазы	отн. % O-фазы	отн. % Fe-фазы	отн. % O-фазы
Fe ₂ O ₃	0,430	91,7	39,4	9,5	4,1
Fe ₃ O ₄	0,382	8,3	3,1	28,8	11,0
FeO	0,286	–	–	2,8	0,6
Fe _{мет}	–	–	–	59,5	–
Σ	–	100,0	42,5	100,0	15,7

ление степени металлизации продуктов восстановления. Определение степени восстановления по данным мессбауэровской спектроскопии обладает наглядностью результата и простотой расчета.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Металлургия чугуна*. Е.Ф. Вегман, Б.Н. Жеребин, А.Н. Похвистнев и др. / Под ред. Ю.С. Юсфина – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.
2. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. *Металлургия железа*. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 464 с.
3. Линчевский Б.В. *Техника металлургического эксперимента*. – М.: Металлургия, 1992. – 240 с.
4. ГОСТ 28657-90. *Руды железные. Метод определения восстановимости*. – М.: Издательство стандартов, 1990.
5. Вегман Е.Ф., Литвиненко Ю.А., Пыриков А.Н. *Подготовка руд к плавке. Лабораторный практикум*. – М.: МИСиС, 1983. – 75 с.
6. ГОСТ 28658-90. *Руды железные. Метод определения относительной восстановимости*. – М.: Издательство стандартов, 1990.
7. Коровушкин В.В. *ЯГР-спектроскопия в практике геолого-минералогических работ*. – М.: АО «Геоинформмарк», 1993. – 39 с.

© 2012 г. В.В. Коровушкин, А.В. Смагина,
Г.С. Подгородецкий
Поступила 23 ноября 2011 г.

УДК 669+519.2

В.П. Малышев¹, С.Ш. Кажикенова²

¹Химико-металлургический институт им. Ж.Абишева

²Карагандинский государственный университет

СИНЕРГЕТИЧЕСКОЕ СОВЕРШЕНСТВО ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ ПУТЕМ РАФИНИРОВАНИЯ ЧУГУНА

Классическая идеология рационального использования сырья, сформулированная академиками Ферсманом А.Б., Вернадским В.И., Бардиным И.П., заключающаяся в реализации принципа процесс для сырья (а не

превалирующий долгое время в металлургии сырье к процессам) предопределяет создание не единой, а нескольких технологий переработки природного и техногенного сырья. Для оценки конкурентной способности

создаваемых процессов в МИСиСе и ИМЕТе предложены критерии, с помощью которых может производиться оценка технологий посредством подсчета ее рейтинга. К таковым критериям относятся показатель безотходности, коэффициент использования горной массы, критерий абсолютной безотходности, уровень комплексной переработки сырья, материальный, стоимостной, энергоемкостные показатели безотходности и ряд других. Однако теоретические основы единой методики оценки создаваемых и существующих технологий и процессов, позволяющей учитывать влияние индивидуальных критериев друг на друга, их синергизм еще не разработаны. Авторами разработан метод анализа химико-металлургических процессов с единой количественной сравнительной оценкой их синергетического совершенства на основе фундаментального закона сохранения суммы информации и энтропии, так как совершенствование технологических процессов с учетом комплексного по составу сырья невозможно на основе только традиционных методов вскрытия причинно-следственных связей в процессах общей технологической схемы с анализом их материальных и тепловых балансов. Возможен также дополнительный анализ этих процессов на основе информационной энтропии Шеннона с целью объединения разрозненных до сих пор показателей по извлечению ценных компонентов и их содержанию в промпродуктах по переделам и в целом по технологической схеме с последующим применением этого метода для анализа и сравнительной оценки химико-металлургических производств.

С целью проведения сравнительного анализа конкурирующих схем или отдельно усовершенствуемых операций по единому обобщенному критерию комплексной завершенности, а также неопределенности, рассмотрим применение формулы Шеннона для определения информационного баланса производственных процессов с помощью показателей извлечения и содержания железа [1]:

$$H = -\sum_{i=1}^N p_i \log_2 p_i, \quad (1)$$

где p_i – вероятность обнаружения какого-либо однородного элемента системы в их множестве N ; $\sum_{i=1}^N p_i = 1$, $p_i \geq 0$, $i = 1, 2, \dots, N$.

Для конкретного численного выражения степени детерминации и стохастичности рассмотрим формулу Р. Хартли, которая применительно к уровневой имеет вид:

$$H_{n(\max)} = k^n \log N_0. \quad (2)$$

Рассмотрим технологическую схему с длиной кода $k = 2$, т.е. k в данном случае это выборка из множества (элемент и не элемент), содержащихся в продукте. Технологический смысл этого ограничения сводится к

тому, что детерминация системы в первом приближении оценивается по одному какому-то элементу, главному и целевому, а остальные принимаются в каждом переделе как единый остаток, т.е. не элемент. Тогда (2) примет вид:

$$H_{n(\max)} = 2^n \log N_0 = 2^n \log_2 2 = 2^n.$$

Авторами предложена идеальная иерархическая модель [2], разработаны информационные критерии комплексной оценки неопределенности и завершенности технологических процессов и применены для анализа существующих или усовершенствуемых производств черных и цветных металлов в Казахстане. В табл. 1 приведены расчетные показатели уровневой (дифференцированной) и системной (интегральной) детерминации абстрактной технологической системы. В качестве характеристики вероятности обнаружения главного элемента системы можно принять его содержание, выраженное в долях единицы, например, это содержание железа в соответствующих продуктах.

То же самое относится и к процессу извлечения элемента в тот или иной продукт, так как в этом случае показатель извлечения тождествен вероятности перехода данного элемента из одного состояния системы в другое. Тогда применительно к единственному контролируемому элементу системы обычные математические расчеты для выражения информационной неопределенности становятся более краткими и сводятся к следующему. Если p – вероятность обнаружения в продукте или перехода при извлечении контролируемого элемента, то неопределенность или неожиданность каждого из этих событий равна обратной величине от его определенной идентификации, т.е. $1/p$. В данном варианте оценки неопределенности поведения только одного элемента системы эта неопределенность выразится следующей формулой:

$$H = \log_2 \frac{1}{p} = -\log_2 p = -\frac{\ln p}{\ln 2}. \quad (3)$$

Определим качество технологических переделов и переделных продуктов на основании сравнительного анализа конкурирующих схем по единому обобщенному критерию комплексной неопределенности и завершенности технологической схемы производства стали путем рафинирования чугуна. Поскольку извлечение любого компонента пропорционально его содержанию в исходном веществе и обратно пропорционально содержанию в продукте, то в первом приближении извлечение железа из земной коры в рудное месторождение можно оценить по соотношению

$$\beta_0 \cong \frac{\alpha_{з.к.}}{\alpha_{р.м.}} 100 \%,$$

Расчетные оптимальные энтропийно-информационные характеристики в иерархической системе для случая $k = 2, N_0 = 2$

n	$I_n(d)$, бит/эл.	$H_{n(\max)}$, бит/эл.	$d_n = \frac{I_n(d)}{H_{n(\max)}}$	$I_{\sum_n}(d)$, бит/эл.	$H_{\sum_n(\max)}$, бит/эл.	$d_{\sum_n} = \frac{I_{\sum_n}(d)}{H_{\sum_n(\max)}}$
n	$2^n \left[1 - \frac{1}{(n+1)!} \right]$	2^n	$\left[1 - \frac{1}{(n+1)!} \right]$	$\sum_{i=0}^n 2^i \left[1 - \frac{1}{(i+1)!} \right]$	$\sum_{i=0}^n 2^i$	$\frac{\sum_{i=0}^n 2^i \left[1 - \frac{1}{(i+1)!} \right]}{\sum_{i=0}^n 2^i}$
0	0	1,0	0	0	1,0	0
1	1,0000	2,0	0,5000	1,0000	3,0	0,3333
2	3,3333	4,0	0,8333	4,3333	7,0	0,6190
3	7,6667	8,0	0,9583	12,0000	15,0	0,8000
4	15,8667	16,0	0,9917	27,8667	31,0	0,8989
5	31,9556	32,0	0,9986	59,8222	63,0	0,9496
6	63,9873	64,0	0,9998	123,8095	127,0	0,9749
7	127,9968	128,0	1,0000	251,8063	255,0	0,9875
8	255,9993	256,0	1,0000	507,8056	511,0	0,9937
9	511,9999	512,0	1,0000	1019,8055	1023,0	0,9969
10	1024,0000	1024,0	1,0000	2043,8055	2047,0	0,9984

где β_0 – показатель извлечения на нулевом уровне схемы, $\alpha_{з.к.}$ – показатель содержания в земной коре, $\alpha_{р.м.}$ – показатель содержания в рудном месторождении.

Так как для железа $\alpha_{з.к.} = 5,1 \%$ [3], а в балансовой руде в среднем $\alpha_{р.м.} \cong 50,0 \%$, то

$$\beta_0 \cong \frac{\alpha_{з.к.}}{\alpha_{р.м.}} 100 \% = \frac{5,1}{50,0} 100 \% = 10,2 \%$$

На основании информационной формулы Шеннона (1) проведем энтропийно-информационный анализ каждого технологического передела для расчета комплексной неопределенности и завершенности технологической схемы в целом на примере производства стали. Для оценки комплексной неопределенности H_k на основе аддитивных свойств энтропии находим этот показатель как сумму вкладов неопределенности как по извлечению и содержанию

$$H_k = \sum_{i=0}^n H_i, \text{ бит/эл.}, \quad (4)$$

так и по переделам технологической схемы, представленным в справочной литературе. Получив характеристику комплексной неопределенности технологической схемы H_k , можно с помощью обращенной формулы [4]

$$p_k = \exp(-H_k \ln 2) = 2^{-H_k}, \text{ доли единицы (д.е.)} \quad (5)$$

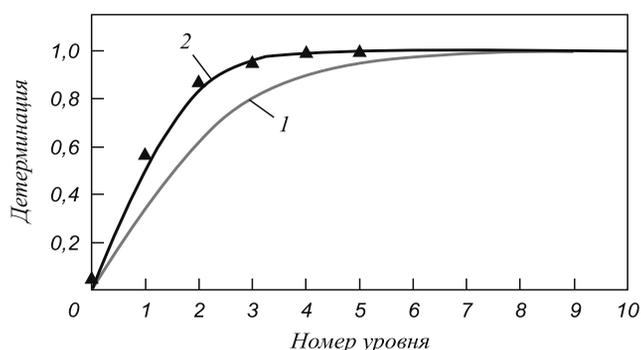
найти соответствующую ей характеристику комплексной определенности технологической схемы производства стали.

Здесь впервые показатели содержания и извлечения используются объединено как единые оценки детерминации технологического передела и для схемы в целом. Следует подчеркнуть, что данная величина p_k , будучи рассчитанной через информационную характеристику H_k , учитывает ценность каждого добавленного процента или его доли не аддитивно, а синергетически. Тем самым комплексная определенность технологической схемы p_k также является информационной оценкой системы технологических операций. Результаты сравнительных расчетов по переделам и в целом по технологической схеме производства стали путем рафинирования чугуна представлены в табл. 2. Сопоставление расчетных данных по предлагаемой идеальной модели (см. табл. 1) с практическими данными (см. табл. 2) проиллюстрировано графически в координатах n, d в соответствии с рисунком.

В сравнении справочных данных по извлечению и содержанию целевого компонента технологической организации производства стали путем рафинирования чугуна (см. табл. 2) с идеальной моделью (см. табл. 1) выявляется адекватная корреляция ($R = 0,847942, t_R = 6,035314 > 2$) для системной детерминации, гораздо выше для уровневой детерминации ($R = 0,991408, t_R = 115,8812 > 2$). Более тесная корреляция с дифференцированной моделью свидетельствует о более де-

Информационная оценка по извлечению и содержанию технологических переделов производства стали путем рафинирования чугуна

Технологические переделы	Показатели содержания α		Показатели извлечения β		$H_{\alpha\beta}$	$P_{\alpha\beta}$
	α	H_{α} , бит	β	H_{β} , бит		
Добыча	0,5000	1,0000	0,1020	3,2934	4,2934	0,0510
Обогащение	0,6550	0,6104	0,8700	0,2009	0,8113	0,5696
Доменная плавка	0,8830	0,1795	0,9910	0,0130	0,1925	0,8751
Плавка	0,9550	0,664	0,9980	0,0029	0,0693	0,9531
Переплав	0,9950	0,0072	0,9990	0,0014	0,0086	0,9940
Рафинирование	0,9999	0,0001	0,9999	0,0001	0,0002	0,9998
H_k , бит	–	1,8636	–	3,5117	5,3753	–
p_k , д.е.	0,2748	–	0,0877	–	–	$2,4087 \cdot 10^{-2}$



Зависимость информационной оценки показателей по извлечению и содержанию от уровня технологической схемы производства стали путем рафинирования чугуна:

1 – системная детерминация; 2 – уровневая детерминация, ▲ – практические данные

тальной разработке каждого передела в черной металлургии, в отличие от производства цветных металлов. Об этом свидетельствует также и то, что в большинстве случаев промежуточные продукты различных переделов реализуются как самостоятельные товарные продукты.

В настоящее время переработка вторичного сырья как в черной, так и цветной металлургии приобрела настолько большие масштабы, что может рассматриваться как самостоятельное техническое и технологическое направление в металлургии. Поэтому условно можно считать, что прямые и вторичные способы пе-

реработки металлургического сырья являются альтернативными.

Предложенные авторами расчеты для информационного анализа производства стали путем рафинирования чугуна уже в первом приближении коррелируют с динамикой роста детерминированной составляющей в абстрактной иерархической системе, чем обосновывается целесообразность дальнейшего энтропийно-информационного анализа подобных систем. Таким образом, установлена взаимосвязь между технологическими показателями по извлечению и содержанию железа с вероятностью его перехода и обнаружения на каждом уровне и в целом по технологической схеме производства стали путем рафинирования чугуна на основании анализа энтропийно-информационных характеристик.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Shannon C.E. // Bell Systems Tech. J. 1948. Vol. 27. P. 623 – 656.
2. Malyshev V.P., Kazhikenova S.Sh., Turdukozhaeva A. // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2009. Vol. 50. No. 4. P. 335 – 337.
3. Свойства элементов: Справ. изд. – В 2-х кн. Кн. 1 // Под ред. М.Е. Дрица. 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Изд. дом «Руда и Металлы», 2003. – 448 с.
4. Малышев В.П., Оспанов Е.А., Нурмагамбетова А.М., Кажикенова С.Ш. // Промышленность Казахстана. 2008. № 4. С. 52 – 56.

© 2012 г. В.П. Малышев, С.Ш. Кажикенова
Поступила 27 октября 2011 г.

УДК. 041:66.012.37

В.В. Курносков, Л.А. Шульц

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

**БЕЗОКСИЛИТЕЛЬНЫЙ НАГРЕВ СТАЛИ В КАМЕРНЫХ ПЕЧАХ
КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА¹**

Кардинальным и испытанным методом снижения окисления металла вплоть до достижения его практически безокислительной термической обработки в подавляющем большинстве случаев является применение контролируемых атмосфер, обладающих определенным окислительно-восстановительным потенциалом.

В условиях различной термической обработки стали с применением контролируемых атмосфер, помимо защиты от окисления собственно железа, традиционно возникают вопросы защиты от внутреннего окисления легирующих элементов, предупреждения обезуглероживания или восстановления углерода в поверхностном слое, решение которых является значительно более сложной задачей.

При относительно высокотемпературном нагреве стали (до 1250 – 1300 °С) перед обработкой давлением в кузнечных и прокатных печах основная цель применения контролируемых атмосфер – предотвращение окисления собственно железа. Окисление стали в таких печах приводит к потерям металла, к ухудшению поверхности проката, штампованных изделий, дополнительному износу валков и штампов.

В соответствии с термодинамическими предпосылками под безокислительным нагревом стали в условиях двухстадийного сжигания природного газа будем понимать в этой работе ее высокотемпературный нагрев в равновесных продуктах неполного сгорания, состав которых соответствует коэффициенту расхода воздуха $n = 0,48 - 0,5$. При таких значениях n железо при температуре более 600 °С не окисляется.

При безокислительном нагреве стали с учетом ее возможного низкотемпературного окисления в печи и окисления на воздухе, как устанавливается многолетней практикой работы термических печей с контролируемой атмосферой, а также опыта соответствующих печей для нагрева перед обработкой давлением, угар металла не превышает 0,1 кг/м² (~ 0,01 мм).

Необходимо подчеркнуть, что по термодинамическим и теплотехническим показателям достижение эффективного безокислительного нагрева стали при стадийном сжигании топлива возможно практически только в условиях аэродинамического отделения нагре-

ваемого металла от продуктов вторичного сжигания. Доля использованной химической энергии природного газа при $n = 0,5$ составляет всего около 35 %. В зависимости от коэффициента расхода воздуха и температуры подогрева воздуха калориметрическая температура продуктов одностадийного горения:

$t_b, ^\circ\text{C}$	Коэффициент расхода воздуха						
	0,4	0,5	0,6	1,0	1,1	1,2	1,4
0	1020	1320	1510	2040	1920	1760	1550
600	1330	1520	1750	2420	2340	2180	2000
1000	1500	1750	2150	2700	2570	2450	2300
1400	1730	2100	2300	–	–	–	–

Выделенные значения калориметрических температур соответствуют условиям работы, при которых могут быть достигнуты традиционные скорости нагрева металла в печах кузнечно-штамповочного или прокатного производств.

Испытания и эксплуатация различных печей малоокислительного нагрева, проведенные в период массового развития таких печей в 1945 – 1965 гг., в целом лишь частично подтвердили возможность практической эффективной реализации постадийного горения природного газа. К основным недостаткам, сдержавшим развитие таких печей, особенностям их работы и конструкций можно отнести:

- в подавляющем большинстве случаев окисление стали снижалось по сравнению с нагревом в обычных печах не более, чем в 1,5 – 2,0 раза, а чаще изменялось на уровне точности эксперимента;
- недостаточная надежность применяемых методов управления режимом горения, образование при неудовлетворительном снижении окисления плохо отстающей при гидросбиве от металла окалины (при прокатке), большое выделение дисперсного углерода, затрудняющего (а часто и исключаящего) обслуживание печей и загрязняющего атмосферу цеха, а в ряде случаев даже ухудшающего теплопередачу;
- значительное недоиспользование тепла и, в связи с этим, увеличение расхода топлива, сложности в достижении высоких температур;
- ненадежность работы отдельных узлов (рекуператоров, промежуточных сводов, завес на окнах,

¹ Работа выполнена по гранту (2010 – 2012 г.) «Создание сквозной энергосберегающей технологии термообработки ответственных изделий атомной энергетики на основе энергоэффективного оборудования», в соответствии с постановлением Правительства РФ № 28 от 09.04.2010 г.

устройств для разделения рабочего пространства и т.д.).

Опыт создания и эксплуатации печей малоокислительного нерекуперативного нагрева в России, накопленный в последующие 1960 – 1985 гг., полученный на печах со стадийным сжиганием прокатного и кузнечно-штамповочного производств, подтвердил основные направления дальнейшего совершенствования конструкции и режимов работы таких печей, прежде всего связанные с улучшением смешения топлива с окислителем через организацию их предварительного смешения, выбором газодинамических параметров режимов сжигания топлива и совершенствованием механики газов в различных зонах.

В частности, например, на этих печах были достигнуты следующие положительные результаты:

- на нерекуперативной толкательной печи стана 2300/1700 Челябинского металлургического комбината (ЧМК) производительностью 60 т/ч [1], располагающей специальной системой подготовки смеси природного газа с воздухом и кислородом, позволяющей достичь практически молекулярного смешения газов и сжигать топливо без образования сажи вплоть до коэффициента расхода окислителя $n = 0,48 - 0,5$, при котором высокотемпературное (более 600 °С) окисление железа стали полностью исключается;
- на трех камерных нерекуперативных печах Ступинского металлургического комбината (СМК) [2] для радиационного нагрева относительно небольших заготовок (средней массой около 50 кг каждая, равномерно распределенных на поду) перед штамповкой и ковкой производительностью от 1,0 до 6,0 т/ч, имеющих специальные циклонные системы предварительного смешения природного газа с воздухом и нетрадиционную для таких печей динамику газов, также достигнуто первичное сжигание топлива без выделения сажи вплоть до снижения $n = 0,48 - 0,5$;
- общее снижение окисления стали в печи ЧМК, находящейся при температуре 1200 – 1400 °С, достигало шести-восьмикратного, а в зоне первичного сжигания гомогенизирующей почти часовой выдержки при 1400 °С окисление железа практически полностью подавлялось (наблюдалось лишь приповерхностное внутреннее окисление кремния);
- в камерных печах СМК, в зависимости от сужения – диафрагмирования в месте установки сопел для ввода вторичного воздуха и организации аэродинамического разделения друг над другом расположенных зон первичного сжигания и дожига топлива, окисление снижалось от пяти-восьмикратного до полного подавления (окисление практически на обнару-

живалось при выдержке заготовок с температурой 1180 – 1240 °С в течение 6 – 8 ч в печи с коэффициентом сужения между зонами сжигания $\beta = 61$ %).

Остановимся на нерекуперативных печах СМК с аэродинамическим разделением рабочего пространства. В соответствии с различными исследованиями, в зависимости от стесненности струи, разрежение в устье горелки достигает 0,35 – 7,0 % начального скоростного давления струи. По многим данным, в зонах действия факелов печных горелок разрежение может достигать 1,0 % начального кинетического импульса струи газов.

Естественно, чтобы исключить вынужденный поток газов из зоны дожига в зону первичного горения необходимо, чтобы сопротивление их движению было больше создаваемого разрежения струями первичной газоздушной смеси. При статическом разрежении в корне струй 1 % от начального импульса это условие выполнимо в случае

$$W_2 \geq 0,15 W_1 (\mu_b / \mu_o) (\rho_1 / \rho_2)^{0,5},$$

где W_1 и W_2 , ρ_1 и ρ_2 – соответственно скорость и плотность контролируемой атмосферы (первичной газоздушной смеси или продуктов ее сгорания) на входе в печь и в сужении между камерами; μ_o и μ_b – коэффициенты расхода через недросселированное и дросселированное струями вторичного воздуха сечение между зонами (отношение μ_o / μ_b изменяется в пределах 3 – 5).

Для организации полного дожига контролируемой атмосферы и создания разделительной атмосферы по высоте печи глубина проникновения вторичного воздуха x , подаваемого через два встречных ряда сопел, должна быть не менее полуширины камеры в месте установки сопел ($x = B/2$). Пренебрегая действием архимедовых сил, скорость ряда воздушных струй, удовлетворяющая поставленным условиям проникновения их в поток контролируемой атмосферы и учитывая опытные коэффициенты, составит

$$W_3 = 0,33 W_2 B (\rho_2 / \rho_3)^{0,5} / d_3,$$

где d_3 – диаметр сопла завесы (для плоского сопла $d_3 = 2\delta$); ρ_3 и W_3 – плотность и скорость воздуха на выходе из воздушных сопел.

Или, учитывая приведенное выше уравнение для W_2 , можно оценить

$$W_3 \geq 0,0125 W_1 B (\rho_2 / \rho_3)^{0,5} / d_3.$$

Таким образом, используя приведенные соотношения, например, при $B = 2$ м, $\rho_1 = \rho_2 = 0,2$ кг/м³, $\rho_3 = 1,3$ кг/м³, расходе природного газа 100 м³/ч, $d_3 = 0,03$ м и установке двух противоположно направленных горелок ГНП-5А для ввода в печь первичной горячей смеси при $n = 0,5$ и $W_1 = 50$ м/с, получим: $W_2 \geq 1,9$ м/с, $W_3 \geq 16,3$ м/с. Од-

нако выполнить условие $W_2 \geq 1,9$ м/с возможно только при значительном сужении сечения рабочего пространства в плоскости установки воздушных сопел. Например, при квадратной форме площади сечения рабочего пространства в плоскости установки сопел скорость $W_2 \geq 1,9$ м/с можно получить только при коэффициенте ее сужения (диафрагмирования) $\beta = 90$ %, т.е. проем между соплами в этом случае должен быть почти перекрыт, что резко ограничит передачу тепла продуктов дожига в зону нагрева металла излучением и сделает режим двухстадийного открытого сжигания практически неосуществимым.

Таким образом, если скорость W_1 имеет очень низкое значение, например, 1 – 3 м/с, то коэффициент сужения (диафрагмирования) может быть уменьшен практически до нуля, т.е. при газодинамическом разделении атмосферы печи струями вторичного воздуха, симметрично направленными под углом $\leq 75^\circ$ к потоку контролируемой атмосферы, основное влияние на эффективность разделения оказывает скорость ввода равномерно распределенных струй контролируемой атмосферы. Практически не лимитируется при этом и выбор скорости W_3 . Воздушные сопла в этом случае рассчитываются в соответствии с их заданным равномерным распределением и заданной скоростью, например, с шагом 100 мм при скорости 10 м/с. Именно такой принцип газодинамического разделения, характеризуемый очень низкой скоростью ввода смеси, и был положен в основу выбора конструкции камерных печей кузнечно-штамповочного цеха СМК. Одновременно при этом естественным образом решались и вопросы повышения равномерности нагрева заготовок на поду печи.

При относительно небольших скоростях принудительного движения газов внутри рабочего пространства печи определенное значение приобретает действие объемных гравитационных сил. Так, например, по оценочным расчетам максимальная скорость пристенного потока свободной конвекции из зоны дожига в зону нагрева металла (при верхнем расположении зоны дожига) у вертикальной стены с температурой на 100°C меньше, чем температура газов в печи, достигает 0,45 м/с. При этом толщина пограничного слоя составляет 95 – 100 мм. Устройство на стенах выступа (сужения между зонами), хотя бы на толщину пограничного слоя, может заметно уменьшить пристенный переток газов. Действие объемных гравитационных сил на движение газов должно в большей степени проявляться при нагреве крупных высоких заготовок, особенно, если они располагаются вблизи стен печи, а также на холостом ходу печи.

С учетом предполагаемой динамики газов в кузнечно-штамповочной печи с вертикальным расположением зон горения, как уже отмечалось, были разработаны и построены на СМК три печи. Режимы сжигания газов на них испытывали как с центральными распределителями вторичного воздуха, так и без них. Коэффициент диафрагмирования газового потока составлял 7, 38 и 61 %. Для ввода вторичного воздуха применяли щелевые и круглые сопла. Конструкция первой из них с центральным распределителем воздуха ($\beta = 61$ %) и полученные на ней результаты исследований представлены на рис. 1 – 6. Вторая и третья печи от первой принципиально не отличались (третья печь была двухкамерной).

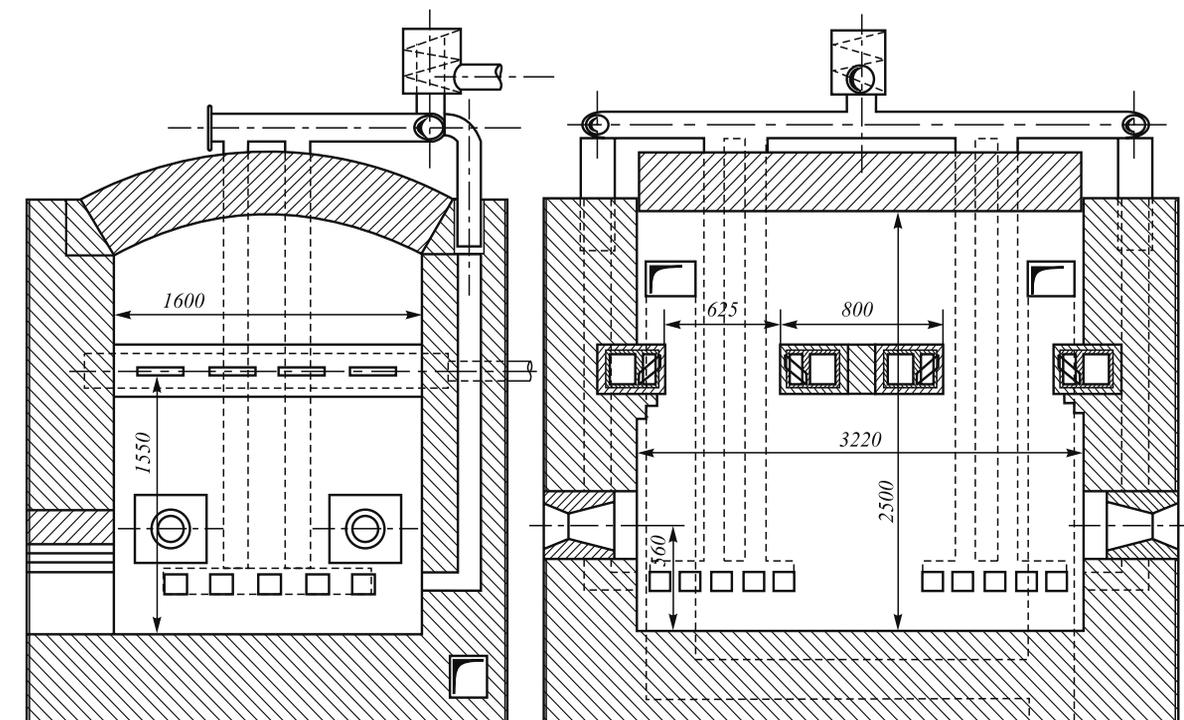


Рис. 1. Схема камерной печи безокислительного нагрева СМК

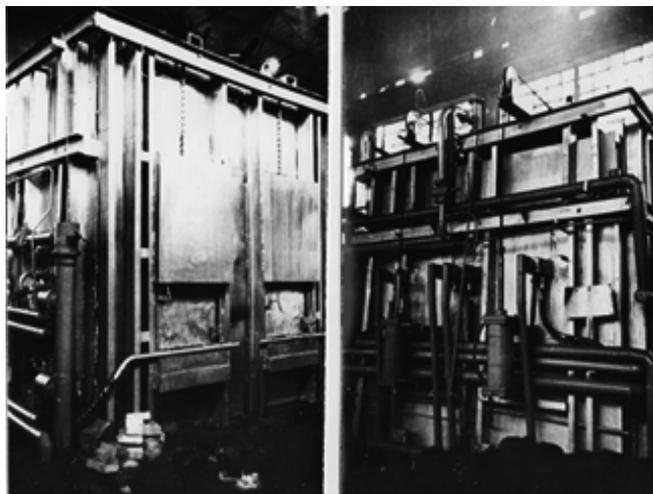


Рис. 2. Вид на камерную печь безокислительного нагрева СМК

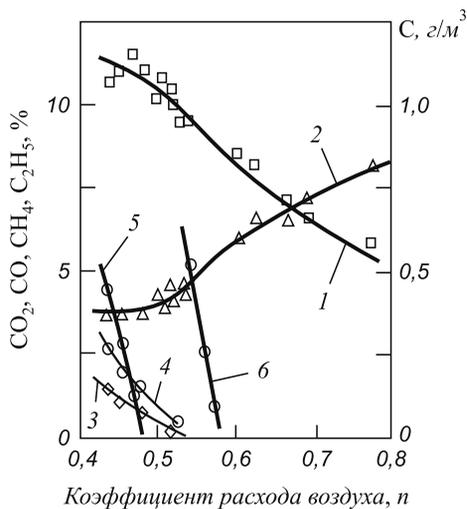


Рис. 3. Концентрация углеродсодержащих компонентов в зоне нагрева металла при 1200 °С:
 1 – CO₂; 2 – CO; 3 – CH₄; 4 – C₂H₂; 5 – сажа при работе с циклонным смесителем; 6 – сажа при работе с горелками ГНП-5

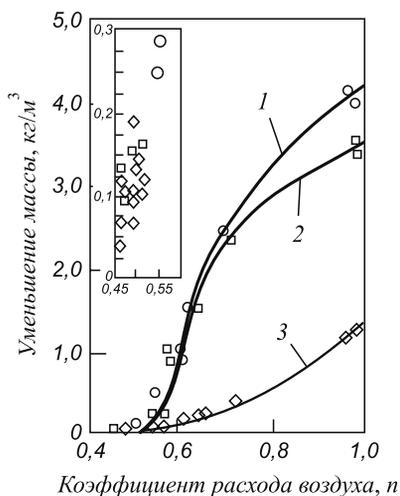


Рис. 4. Окисление стали за 1 ч нагрева и выдержки при 1200 °С:
 1 – 30ХГСА; 2 – ст. 45; 3 – X18Н9Т. После нагрева образцы охлаждали в воде и очищали от окалины на пескоструйной установке

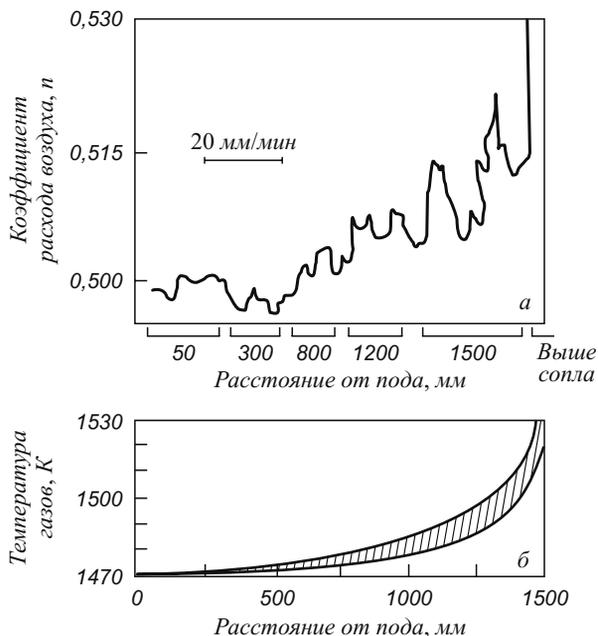


Рис. 5. Изменение коэффициента расхода воздуха (а) и температуры газов (б) по высоте зоны нагрева металла. Расход газа 80 м³/ч

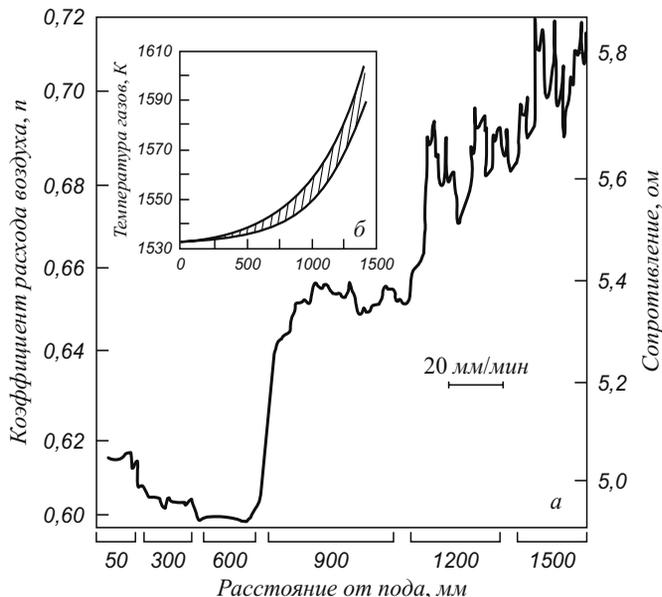


Рис. 6. Изменение коэффициента расхода воздуха, сопротивления датчика из TiO₂ (а) и температуры газов (б) по высоте зоны нагрева металла при работе с горелками ГНП-5А и сохранении завесы из воздушных струй. Расход газа 110 м³/ч

Основные элементы печи приведены на рис. 1 и 2. Над печью располагается циклонный домешиватель поступающей в него смеси ($n = 0,48 - 0,5$) природного газа с воздухом, далее смесь направляется в распределительные стальные трубы, в холодной части которых для предупреждения проскока пламени установлены огнепреградители, выполненные в виде дисков из алюминиевой ленты с рифами. По трубам смесь после огнепреградителей распределялась по каналам сечением 115×140 мм в кладке стен печи. Смесь в каналы

поступала только после прогрева печи и достижения в каналах температуры не менее 950 °С. Горение смеси завершалось в каналах, а в зону нагрева металла поступали уже продукты первичного горения. Видимая плотность тепловыделения в каналах достигала 2,0 МВт/м³. Из зоны нагрева металла газы поднимались к распределителям вторичного воздуха с плоскими или круглыми соплами. Система струй вторичного воздуха одновременно выполняла роль аэродинамической завесы между зонами. Максимальная объемная плотность тепловыделения в зоне дожигания над соплами составляла 0,2 МВт/м³, плотность тепловыделения в сечении между соплами 0,5 МВт/м².

Важнейшие результаты испытаний и эксплуатации этих печей (длительность около трех лет):

- неравномерность распределения температуры нагретого металла на поду печей не превышала 5 – 8 °С (по нормам – не более 10 °С);
- при нормальном режиме работы на второй и третьей печах толщина окисленного слоя металла не превышала 0,01 мм, на первой печи окисление металла практически не обнаруживалось (даже в случае имевших место простоя в течение 6 – 8 ч);
- несмотря на диафрагмирование потока газов до 61 % температура отходящих газов из печи по сравнению с вариантами с диафрагмированием $\beta = 7$ и 38 % повысилась не более чем на 50 °С (оставалась на уровне 1300 – 1350 °С), что подтверждало относительную стабильность радиационного теплопереноса в рабочем пространстве рассматриваемой печи при $\beta < 60$ %;
- в условиях принятой на печах СМК (и описанной выше печи ЧМК) технологии смешения компонентов первичного горения начало выделения сажи при снижении n точно соответствовало $n = 0,48 - 0,5$ (появление марева обнаруживалось при концентрации сажи 0,01 – 0,05 г/м³), что служило надежным визуализированным признаком соответствующего качества атмосферы в зоне нагрева металла и может быть использовано в автоматизированных системах управления процессом безокислительного нагрева стали;
- в отходящих из печи газах химический недожог топлива практически не обнаруживался ($CO < 50$ мг/м³) при $n \geq 1,1$, что подтверждало удовлетворительное смешение компонентов и на завершающей второй стадии горения;
- с уменьшением производительности печи, особенно на простоях, и уменьшением расхода газов заброс продуктов дожигания в зону нагрева металла увеличивался (видимо пристенный, свободной конвекцией), что в большей степени обнаруживалось на печах с меньшим пережати-

ем потока ($\beta = 7$ и 38 %) и меньшими настенными выступами;

- переход с низкоскоростного (почти ламинарного) ввода продуктов неполного сгорания на их факельный ввод от четырех горелок ГНП-5А при сохранении струйного равномерно распределенного ввода вторичного воздуха приводил к образованию сажи и значительному самопроизвольному повышению коэффициента расхода воздуха в нижней зоне (с 0,5 до 0,65) и окислению металла (30ХГСА с 0,1 до 1,0 – 1,5 кг/м²). При одновременном же одноструйном вводе вторичного воздуха в зону расположения завесы практически исключался и малоокислительный нагрев заготовок, увеличивалась неравномерность распределения коэффициента расхода воздуха и температуры в зонах, обнаруживался (даже при избытке воздуха $n > 1,4$) химический недожог и повышался расход топлива;
- подтверждена безусловная необходимость установки на загрузочном окне печи герметично прилегающей дверцы и аэродинамической завесы, включающейся при загрузке или выгрузке металла, и вытяжной аспирационной системы от него.

В заключение необходимо подчеркнуть, что общее современное требование к повышению энергетической эффективности работы всего парка печей, прежде всего реализуемое через развитие высокотемпературных рекуперационных процессов, применение современных систем автоматического управления, новых огнеупорных и теплоизоляционных волокнистых материалов, не в меньшей, а скорее в большей мере можно отнести и к печам безокислительного нагрева металла. Применительно к таким печам особо следует отметить и важность организационной стороны их работы. Безусловно, работа таких печей с простоями или сильно заниженной производительностью приведут к нарушению динамики газов, что резко отрицательно скажется на эффективности их эксплуатации.

Выводы. Рассредоточенный низкоскоростной ввод первичных газов и аэродинамическое разделение зон стадийного горения встречно направленными струями вторичного воздуха является гарантией создания камерных кузнечных печей безокислительного нагрева с высокими энергетическими показателями их работы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шульц Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 10. С. 62 – 69.
2. Боровиков Е.А., Шульц Л.А., Лебедев Н.Н. Технология легких сплавов. 1977. № 12. С 65 – 68.

© 2012 г. В.В. Курносов, Л.А. Шульц
Поступила 3 октября 2011 г.

УДК 621.774.2.062

**А.В. Колобов¹, Е.С. Федотов¹, Н.Л. Лисунец²,
А.Г. Радюк², А.И. Виноградов³**

¹ ООО «Северсталь ТПЗ-Шексна»

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

³ Череповецкий государственный университет

ПУТИ МИНИМИЗАЦИИ ТРАПЕЦИИ И УГЛА РЕЗА ПРИ РАЗРЕЗКЕ РУЛОННОЙ СТАЛИ НА АПР В УСЛОВИЯХ ООО «СЕВЕРСТАЛЬ ТПЗ – ШЕКСНА»*

Агрегат продольной резки АПР 2000×3,0 – 16,0 производства итальянской фирмы FIMI, установленный на ООО «Северсталь ТПЗ-Шексна», предназначен для продольного роспуска горячекатаных полос толщиной от 3,0 до 16,0 мм. АПР 2000×3,0 – 16,0, как и большинство агрегатов для продольного роспуска материала большой толщины, используемых в металлургической промышленности, имеет привод ножевых валов, аналогичный приводу валков прокатных станков [1]. При приводном резе ножевые валы дисковых ножниц в течение всего периода роспуска являются приводными. Приводной характер реза обуславливает некоторое отклонение плоскости резаной кромки (угла реза) от нормали к поверхности полосы, что выражается в трапециевидности поперечного сечения штрипса.

При разрезке горячекатаных рулонов конечному потребителю необходимо учитывать отклонение ширины штрипса, при этом и узкая, и широкая стороны штрипса должны укладываться в требования стандарта, по которому производится отгрузка готовой продукции (штрипса) (рис. 1). Параметрами, характеризующими трапециевидность штрипса, являются величина трапеции реза и угол реза.

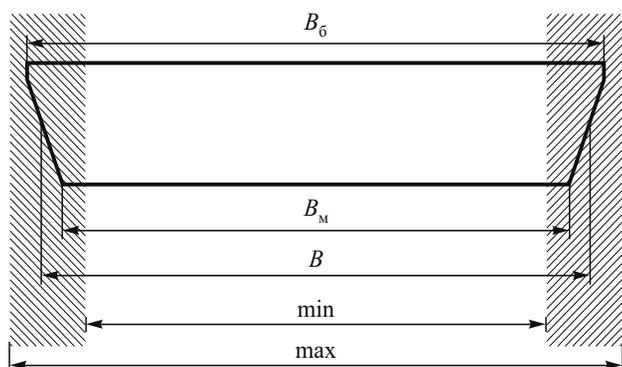


Рис. 1. Поперечное сечение штрипса:

B_0 – ширина большей стороны штрипса; B_m – ширина меньшей стороны штрипса; B – ширина штрипса; min – минимальная ширина штрипса согласно стандарту на готовую продукцию (штрипс); max – максимальная ширина штрипса согласно стандарту на готовую продукцию (штрипс)

В связи с этим, целесообразно для сортамента, разрезаемого на АПР 2000×3,0 – 16,0, построить статистическое распределение величины трапеции и угла реза с целью их минимизации в процессе разрезки.

Величину трапеции определяли как половину разности между максимальной и минимальной шириной штрипса, измеренной с каждой его поверхности:

$$B_{\text{тр}} = \frac{B_0 - B_m}{2}.$$

Угол реза кромок (угол трапеции) вычисляется по формуле [2]

$$\alpha = \arctg\left(\frac{B_{\text{тр}} / 2}{h - H_{\text{пл}}}\right),$$

где α – угол реза кромок, град; h – толщина штрипса, мм; $H_{\text{пл}}$ – высота пластического пояса, мм.

На рис. 2 и 3 приведены примеры статистического распределения величин трапеции и угла реза при разрезке рулонного проката толщиной 4,0 мм и шириной 1220 мм на три штрипса номинальной шириной 394 мм.

Обработанные результаты по распределению трапеции и угла реза приведены в табл. 1.

На основании анализа литературных данных и проведенных исследований можно наметить пути минимизации трапеции и угла реза.

В результате обработки экспериментальных данных были получены регрессионные зависимости величины трапеции реза ($B_{\text{тр}}$) от относительного перекрытия ножей (n/h) и удельного натяжения на размотывателе (p) (рис. 4, 5). Зависимость величины трапеции от относительного зазора между ножами (s/h) аналогична зависимости трапеции от относительного перекрытия ножей.

Из рис. 4 и 5 следует, что минимальные значения трапеции достигаются с уменьшением перекрытия ножей и зазора между ними и с увеличением удельного натяжения на размотывателе. Согласно работе [3], при разрезке рулонного проката для определенной марки стали существует конкретная оптимальная величина зазора между ножами, обеспечивающая высокое ка-

* Работа выполнена под руководством В.В. Шестакова и М.С. Селезнева – ООО «Северсталь ТПЗ-Шексна».

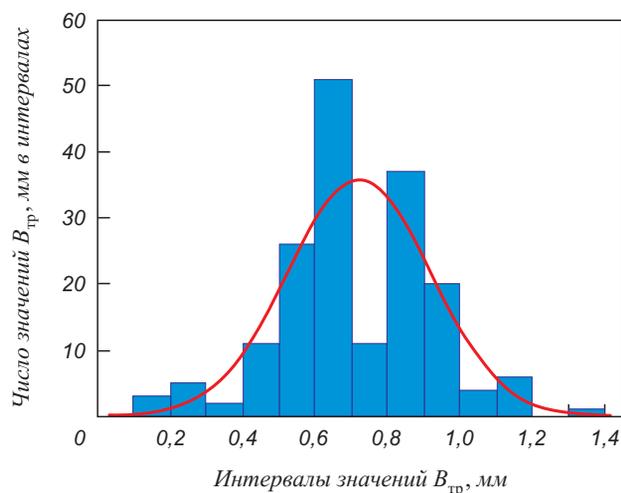


Рис. 2. Статистическое распределение трапеции реза при разрезке рулонного проката толщиной 4,0 мм и шириной 1220 мм на три штрипса номинальной шириной 394 мм

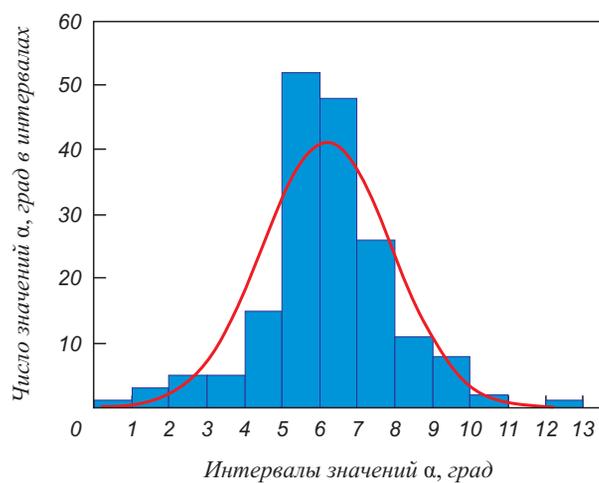


Рис. 3. Статистическое распределение угла реза при разрезке рулонного проката толщиной 4,0 мм и шириной 1220 мм на три штрипса номинальной шириной 394 мм

Таблица 1

Геометрические параметры разрезаемого сортамента на АПР 2000×3,0 – 16,0

Номер сортамента	Толщина, мм (ном.)	Ширина рулона, мм (ном.)	Число штрипсов, получаемых при разрезке рулона	Ширина штрипса, мм (ном.)	Средняя величина трапеции, мм	Средний угол реза, град
1	3	1230	3	398	0,37	3,8
2	4	1220	3	394	0,72	6,2
3	4	1460	3	475	0,58	4,6
4	4	1600	4	394	0,94	7,8
5	5	1205	3	389	1,00	6,7
6	5	1440	3	471	0,84	5,3
7	5	1585	4	389	0,62	4,1
8	6	1190	3	385	1,02	5,3
9	6	1430	3	467	0,97	5,1
10	6	1610	2	788	0,97	5,3
11	7	1540	4	375	1,20	5,8
12	8	1240	1	1176	2,02	7,9
13	8	1500	4	367	1,64	6,4
14	8	1510	4	367	1,58	6,1
15	10	1550	2	761	2,20	7,4
16	12	1170	1	1142	2,00	5,5
17	16	1145	1	1115	2,49	5,0
18	16	1145	1	1118	2,34	4,8
19	16	1145	1	1120	2,10	4,4

чество реза. Качественный рез практически без заусенцев реализуется тогда, когда зоны хрупкого излома от противоположных ножей, двигаясь навстречу друг другу, образуют одну плоскость. При зазоре, превышающем оптимальный, расхождение зон хрупкого излома от противоположных ножей ведет к формированию заусенцев, подгибу кромок. При продольном роспуске

полосы с величиной зазора ниже оптимальной, входящие на противоположные дисковые ножи зоны хрупкого излома не только резко повышают крутящий момент привода ножей, но и ускоряют притупление, а также износ ножей [3]. Теоретически нулевые значения трапеции и угла реза возможны при отсутствии зазора между ножами. Однако это приведет к быстро-

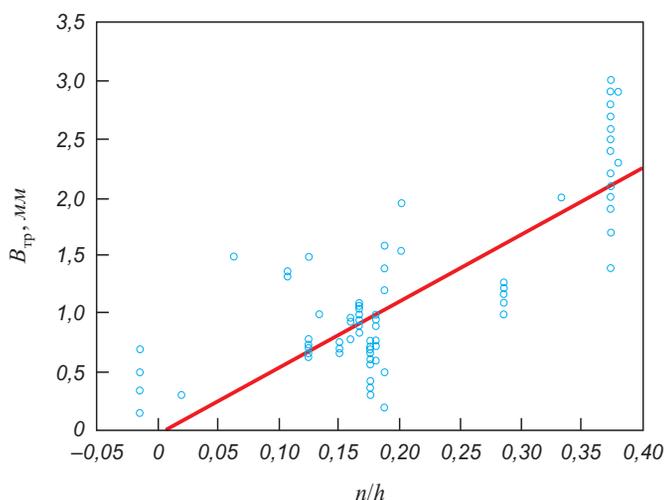


Рис. 4. Зависимость трапеции реза от относительного перекрытия ножей

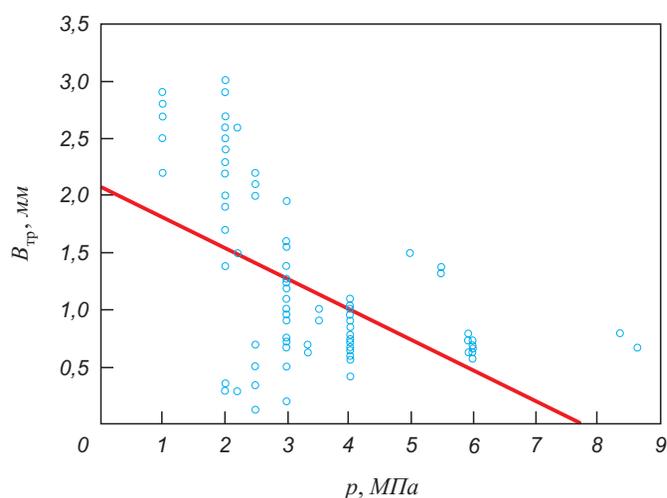


Рис. 5. Зависимость трапеции реза от удельного натяжения на размотывателе

му износу ножей, особенно при их отрицательном перекрытии.

Минимизировать значения трапеции для толщины штрипса до 8 мм можно, повышая пластичность металла. Повышение пластичности приводит к более длительному этапу пластической деформации и перемещения разрезаемых слоев относительно друг друга проходят путем пластического сдвига без разрушения. В этом случае траектория движения скалывающихся трещин близка к прямой линии. Этому способствует также предварительная правка полосы на трех- или пятироликовой машине, в ходе которой проявляется «эффект Баушингера», состоящий в снижении начального предела текучести и более длительном периоде последующей пластической деформации.

При разрезке штрипса толщиной более 8 мм проявляется эффект упрочнения проката, что приводит к росту нормальных и касательных напряжений вблизи режущей кромки и развитию отрицательных растягивающих напряжений в осевой зоне полосы, приводящих к разрушению. Траектория максимальных касательных напряжений среза отклоняется от нормали, приобретает S-образный вид и приводит к лавинообразному разрушению по нескольким плоскостям. Это обуславливает невозможность получения толстолистовых штрипсовых заготовок с нулевой трапецией.

Полученные в ходе исследований результаты использованы при разрезке штрипса из стали 10ХСНД для ЗАО «Тихвинский вагоностроительный завод» (табл. 2).

По результатам переработки штрипса у потребителя получены положительные отзывы по качеству резаной кромки и геометрическим параметрам штрипса.

Выводы. В результате обработки экспериментальных данных по резке рулонного проката на АПР 2000×3,0 – 16,0 ЗАО «Северсталь ТПЗ–Шексна» с помощью программы «Статистика» построены распре-

Таблица 2

Результаты разрезки штрипсов из стали 10ХСНД

Размеры исходной заготовки, мм	Номинальные размеры готовых штрипсов, мм	Допуск по ширине штрипса, мм	Ширина штрипса (верх), мм	Ширина штрипса (низ), мм
8×800	2 штрипса 8×328	0.. + 3,0	329,5	328,5
7×970	3 штрипса 7×246 1 штрипс (обрезь) 7×212	0.. + 2,0	247,0	246,4

деления величины трапеции и угла реза для разрезаемого сортамента.

Даны рекомендации по минимизации величины трапеции и угла реза, которые могут быть использованы при разрезке рулонного проката на АПР 2000×3,0 – 16,0.

Полученные рекомендации были опробованы при разрезке штрипса из стали 10ХСНД для ЗАО «Тихвинский вагоностроительный завод» и показали свою эффективность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Раскатов Е.Ю. Исследование процесса и разработка способа резки тонких полос из трансформаторных сталей: Дисс. ... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 2002. С. 29.
2. Шестаков В.В., Колобов А.В., Селезнев М.С. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 9. С. 39 – 41.
3. Бабкин А.Г., Лозовой В.Н., Загуменнов О.В. // Металлург. 2007. № 9. С. 37 – 38.

© 2012 г. А.В. Колобов, Е.С. Федотов, Н.Л. Лисуец, А.Г. Радюк, А.И. Виноградов
Поступила 21 октября 2011 г.

УДК 621.771(075.8)

А.А. Богатов, И.В. Лещев

Уральский федеральный университет

МЕХАНИКА ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ В УСЛОВИЯХ ПЛОСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В настоящее время равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из основных способов получения объемных металлических наноматериалов [1]. Большое внимание современных ученых направлено на изучение напряженно-деформированного состояния (НДС) металла при РКУП, а также расчета количества проходов прессования, силовых и скоростных параметров процесса [1, 3].

В работе на основе предшествующих исследований по НДС при РКУП особое внимание уделяется исследованию разрушения металла и оценке поврежденности в зависимости от формы инструмента и условий прессования.

Рассмотрим пластическое течение материала, продавливаемого через два пересекающихся канала равного поперечного сечения в условиях плоской деформации (рис. 1, а). Течение металла происходит за счет перемещения пресс-штемpera I . Точное решение задачи дается полем линий скольжения и соответствующим ему годографом скоростей, показанным на рис. 1, а. Области материала I и III перемещаются в каналах с равными скоростями v как жесткие; область AO_1B также остается жесткой. Пластическая область II образована центрированным веером, в котором α -линии сколь-

жения являются дугами окружности с центром в точке O , а β -линии скольжения радиусами, сходящимися в точку O . Геометрия поля определяется углом разворота центрированного веера, величина которого зависит от условий трения на контактной поверхности:

$$\alpha = \arccos \frac{\tau_k}{\tau_s} - 2\beta, \left(\frac{\tau_k}{\tau_s} > \cos 2\beta \right),$$

где τ_k – контактное трение на стенках канала, 2β – угол между осями каналов.

Геометрия пластической области определялась из соображений ее прямой зависимости от коэффициента трения между инструментом и продавливаемым материалом (чем больше коэффициент трения, тем больше жесткая «застойная» область AO_1B). Для детального анализа воспользуемся двумя предельными случаями, которые представляют наибольший практический интерес [1].

Первый из них имеет место при $\tau_k \leq \tau_s \cos 2\beta$, когда $\alpha = 0$, а пластическая область AOB вырождается в прямую линию скольжения OO_1 , совпадающую с биссектрисой угла 2β между осями каналов (рис. 1, б). Из соответствующего годографа скоростей имеем, что

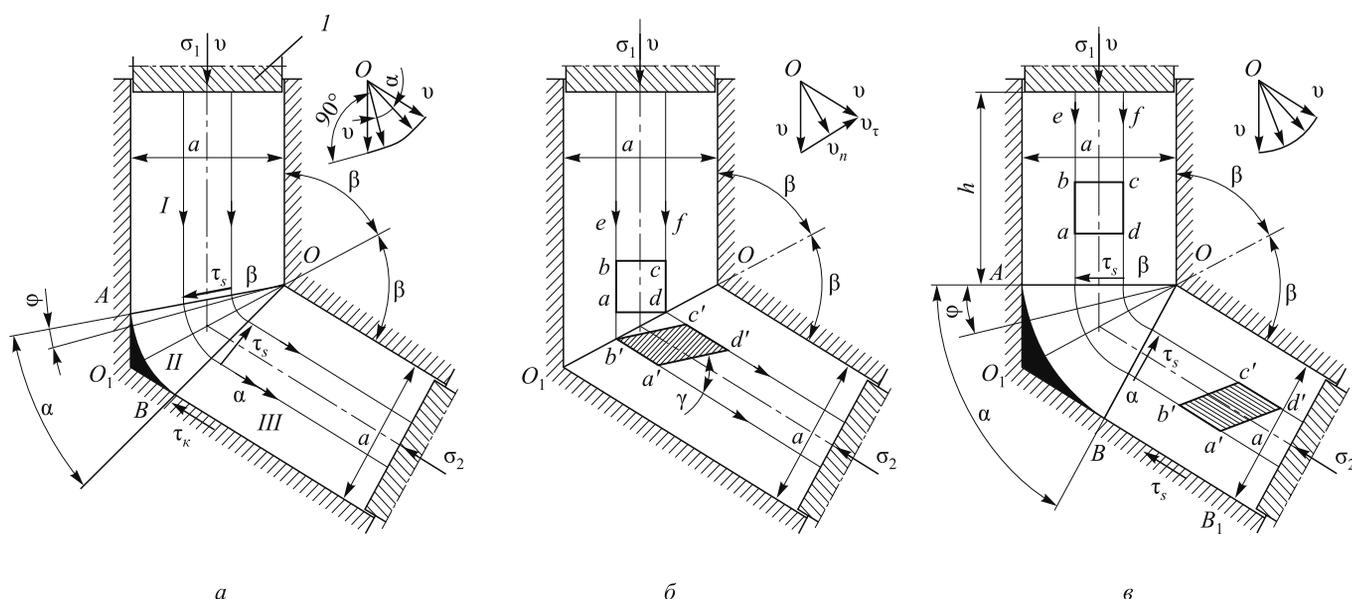


Рис. 1. Поле линий скольжения при прессовании в пересекающихся каналах:
а – общий случай; б – $\tau_k = 0$; в – $\tau_k = \tau_s$

нормальная и касательная компоненты скорости на OO_1 равны соответственно:

$$v_n = v \sin \beta; \quad |v_\tau| = v \cos \beta.$$

На линии разрыва скоростей OO_1 частицы материала деформируются простым сдвигом и направление их движения изменяется скачком [1]. Накопленная степень деформации сдвига Λ при этом будет равна

$$\Lambda = \frac{|v_\tau|}{v_n} = 2 \operatorname{ctg} \beta.$$

На рис. 1, б показаны линии тока e и f и геометрия искажения элемента материала путем простого сдвига по линии OO_1 [1].

Вдоль OO_1 действуют максимальные касательные напряжения τ_s и среднее нормальное напряжение σ , трением на инструменте пренебрегаем ($\tau_k = 0$):

$$\sigma = \sigma_2 + \tau_s \operatorname{ctg} \beta,$$

где σ_2 – противодействие.

Отсюда рабочее давление на прессующем пуансоне l равно

$$\sigma_1 = \sigma_2 + 2\tau_s \operatorname{ctg} \beta.$$

Для случая без трения очевидно, что напряженное и деформированное состояние при равноканальном пресовании реализуется в бесконечно тонкой области простого сдвига OO_1 , является однородным и полностью определяется углом β и противодействием σ_2 , выбор которых позволяет варьировать параметры процесса в достаточно широком диапазоне.

Рассмотрим второй предельный случай, при котором $\tau_k = \tau_s$, а жестко-пластические границы AO и BO перпендикулярны стенкам каналов. Угол разворота централизованного веера (рис. 1, в) при этом равен $\alpha = \pi - 2\beta$.

На границах AO и BO скорости непрерывны, а в области AOB линии тока совпадают с α -линиями скольжения, вдоль которых скорость течения сохраняется постоянной [1]. Проекция скоростей на направления линий скольжения будут равны $v_\alpha = v$; $v_\beta = 0$.

Степень деформации сдвига (учитывая интенсивность скорости деформации $H = v/r$ и приращение времени при движении в пластической области $dt = r d\varphi/v$) численно равна углу поворота частицы, выраженному в радианах

$$\Delta\Lambda = \int H dt = \varphi,$$

где φ лежит в пределах от 0 до $\pi - 2\beta$.

Полное приращение степени деформации сдвига в таком случае будет равно $\Lambda = \alpha = \pi - 2\beta$.

После пластической деформации в зоне AOB плоскости сдвига остаются параллельными оси канала, а

деформированное состояние является однородным и соответствует простому сдвигу вдоль α -линий скольжения.

Напряженное состояние в пластической области с применением противодействия σ_2 в данном случае выглядит так:

$$\begin{aligned} \sigma_{OB} &= \tau_s + \sigma_2; \quad \sigma = \sigma_{AOB} = \tau_s(1 + 2\alpha - 2\varphi) + \sigma_2; \\ \sigma_1 &= \sigma_2 + \tau_s(1 + 2\alpha) + \frac{2\tau_s h}{a}. \end{aligned}$$

Второй член в последней формуле учитывает трение входного канала длиной h и шириной a [1].

Для проверки метода линий скольжения произведем расчет напряжений по основному энергетическому тождеству (метод верхней оценки) и покажем, что полученные результаты будут совпадать с ранее приведенным методом линий скольжения. Из основного энергетического тождества определяется напряжение пресования σ_1 : $\sigma_1 a v = \sigma_2 a v + \tau_s(1 + 2\alpha) a v + 2\tau_s h v$ – для случая с максимальными напряжениями трения; $\sigma_1 a v = \sigma_2 a v + 2\tau_s \frac{a}{\sin \beta} v \cos \beta$ – для случая без трения.

Очевидно, что в обоих случаях решения совпадают.

Комбинируя решения в двух предельных случаях, нетрудно рассмотреть и общий случай, соответствующий рис. 1, а. Деформированное состояние будет складываться из последовательности простых сдвигов в направлении β и $-\beta$ по линиям разрыва скоростей AO и BO и вдоль α -линий скольжения в области AOB , а полное приращение степени деформации сдвига равно

$$\Lambda = \alpha + 4 \operatorname{ctg} \left(\frac{\alpha}{2} + \beta \right) [1].$$

Напряженное состояние в общем случае будет выглядеть так:

$$\begin{aligned} \sigma_{OB} &= \tau_s \operatorname{ctg} \left(\frac{\alpha}{2} + \beta \right) + \sigma_2; \\ \sigma &= \sigma_{AOB} = \tau_s \left(2 \operatorname{ctg} \left(\frac{\alpha}{2} + \beta \right) + 2\alpha - 2\varphi \right) + \\ &\quad + \psi \tau_s \operatorname{ctg} \left(\frac{\alpha}{2} + \beta \right) + \sigma_2; \\ \sigma_1 &= \tau_s \left(4 \operatorname{ctg} \left(\frac{\alpha}{2} + \beta \right) + 2\alpha - 2\varphi \right) + \\ &\quad + 2\psi \tau_s \left[\operatorname{ctg} \left(\frac{\alpha}{2} + \beta \right) + \frac{h}{a} \right] + \sigma_2. \end{aligned}$$

В приведенных выражениях коэффициент трения ψ (трение учитывается по методу Зибеля $\tau_k = \psi \tau_s$) выражается через углы α и β : $\alpha = \arccos(\psi) - 2\beta$ при $\psi = \frac{\tau_k}{\tau_s} > \cos 2\beta$.

Итак, в общем случае (рис. 1, а) среднее гидроста-

тическое напряжение σ , также как и напряжение пресовывания σ_1 , является сложной функцией, зависящей от нескольких переменных ($\psi, \alpha, \beta, \sigma_2$), геометрии каналов (h/a), а также свойств исследуемого материала (τ_s).

Разрушение материала – это разделение тела на части, либо появление макроскопической, видимой невооруженным взглядом, трещины или поры. Физика этого процесса связана с изучением механизмов зарождения, развития, а также «залечивания» микротрещин, микропор. В механике деформируемого тела развивается феноменологическая теория исследования процесса разрушения, исходя из которой разрушение материала характеризуется поврежденностью ω , скалярной величиной, лежащей в пределах от 0 до 1 ($\omega = 1$ соответствует появлению видимой невооруженным глазом макроскопической трещины, тогда как $\omega = 0$ – исходному состоянию материала до деформации) [2]. В работе ставится задача оценить поврежденность идеально пластического материала ω при РКУП. Для этого воспользуемся моделью накопления поврежденности металла при монотонной деформации по методике [2]:

$$\omega = \int_0^{\Lambda_p} \frac{a\Lambda^{a-1}}{\Lambda_p^a} d\Lambda,$$

где $\Lambda_p = \chi \exp\left(\lambda \frac{\sigma}{T}\right)$ – степень деформации сдвига, накопленная материальной частицей металла от момента возникновения пластической деформации до момента появления макротрещины (описывается аппроксимированной формулой из диаграммы пластичности (рис. 2); $a = a_0^{1+b\frac{\sigma}{T}}$ – коэффициент, характеризующий интенсивность накопления поврежденности материала (он зависит, также как и пластичность Λ_p , от термомеханических параметров процесса $\sigma/T, \mu_\sigma, H, \theta$); σ/T – показатель напряженного состояния; χ, λ, b, a_0 – коэффициенты, зависящие от марки стали или сплава

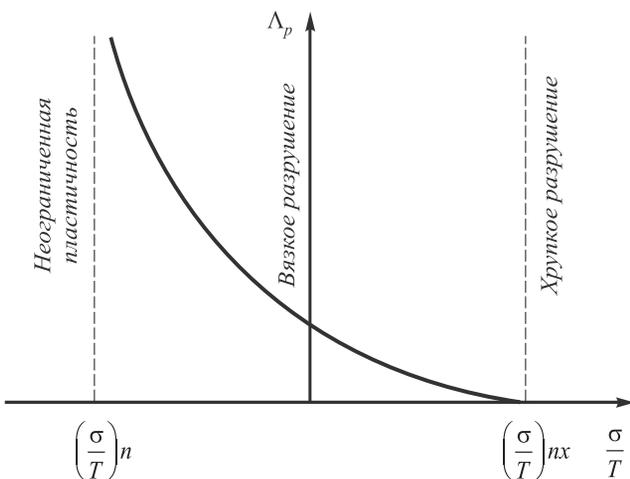


Рис. 2. Диаграмма пластичности

(их находят, используя опытные данные, по методу наименьших квадратов) [2].

Для первого предельного случая ($\tau_k = 0$) при $\sigma/T = \text{const}$ (процесс деформации и накопления поврежденности осуществляется мгновенно) формула для нахождения поврежденности упрощается:

$$\omega = \left(\frac{\Lambda}{\Lambda_p}\right)^a.$$

Тогда получим следующие результаты:

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{\sigma_2}{\tau_s} + \text{ctg}\beta; \Lambda_p = \chi \exp\left[\lambda \left(\frac{\sigma_2}{\tau_s} + \text{ctg}\beta\right)\right];$$

$$\omega = \left(\frac{2\text{ctg}\beta}{\chi \exp\left[\lambda \left(\frac{\sigma_2}{\tau_s} + \text{ctg}\beta\right)\right]}\right)^a.$$

Нетрудно заметить, что поврежденность ω материала при РКУП зависит лишь от полуугла между осями каналов β , противодавления σ_2 и констант исследуемого материала χ, λ и a_0 . В таком предельном случае происходит мгновенное накопление поврежденности материала на линии OO_1 , так как вся деформация сосредоточена на этом участке.

Для второго предельного случая при максимальном напряжении трения $\tau_k = \tau_s$ получим несколько другие результаты

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{\sigma_2}{\tau_s} + 1 + 2\pi - 4\beta - 2\varphi;$$

$$\Lambda_p = \chi \exp\left[\lambda \left(\frac{\sigma_2}{\tau_s} + 1 + 2\pi - 4\beta - 2\varphi\right)\right];$$

$$\omega = \left(\frac{\varphi}{\chi \exp\left[\lambda \left(\frac{\sigma_2}{\tau_s} + 1 + 2\pi - 4\beta - 2\varphi\right)\right]}\right)^a.$$

Поврежденность ω металла накапливается постепенно, возрастая при движении металла в пластической области ABO от границы разрыва скоростей AO к границе BO . Поэтому поврежденность материала ω в предельном случае с максимальным трением, кроме полуугла между осями каналов β , противодавления σ_2 и констант исследуемого материала χ, λ и a_0 , зависит от положения частиц исследуемого материала в пластической области (т.е. от угла φ).

И, наконец, обобщенные результаты (рис. 1, а):

$$\frac{\sigma}{T} = \left(2\text{ctg}\left(\frac{\alpha}{2} + \beta\right) + 2\alpha - 2\varphi\right) + \psi \text{ctg}\left(\frac{\alpha}{2} + \beta\right) + \frac{\sigma_2}{\tau_s};$$

$$\Lambda_p = \chi \exp \left[\lambda \frac{\sigma}{T} \right]; \quad \omega = \int_0^{\Lambda_p} \frac{a \Lambda^{a-1}}{\Lambda_p^a} d\Lambda.$$

Важно заметить, что для процесса получения ультрамелкозернистой структуры в металле нельзя допустить даже микроразрушения ($\omega \approx 0,25$), не говоря уже о макроразрушении ($\omega = 1$). Для этого необходимо воспользоваться критерием поврежденности материала $\omega < \omega^* = 0,25$, при котором при рекристаллизации после пластической деформации РКУП полностью происходит «залечивание» микропор и микротрещин в металле без потери механических и технологических свойств.

Процесс равноканального углового прессования не только очень удобен для изучения свойств материала при интенсивной пластической деформации, но и при специально подобранных характеристиках и условиях процесса позволяет достичь неограниченной пластичности исследуемого материала (см. рис. 2).

УДК 669.14

В.В. Аникеев, Н.Н. Зонненберг, В.И. Никитин

Самарский государственный технический университет

ВЗАИМОСВЯЗЬ СОСТАВА И КАЧЕСТВА ШИХТЫ СО СВОЙСТВАМИ И РАСХОДОМ ЭНЕРГОНОСИТЕЛЕЙ ПРИ ПЛАВКЕ СТАЛИ

В сталеплавильном производстве основными составляющими шихты являются черные и вторичные (покупной лом) металлы, а также возврат собственного производства (ВСП).

Известно, что состав и качество шихтовых материалов определяют структуру и свойства литого и деформированного металла, а также влияют на расход энергоносителей при плавке стали [1 – 3].

Если качество покупного лома регламентируется техническими условиями по ГОСТ 2787-75, то контроль качества ВСП (прибыли, литники, сливы, сплесы) не проводится.

Влияние состава шихты на качество отливок из стали 35Л, 35ГЛ, 12Х18Н9ТЛ и сортового проката из непрерывнолитых заготовок стали 35ГС оценивали по результатам механических испытаний на относительное удлинение δ , пределы прочности σ_b и текучести σ_t , ударную вязкость КСУ; на образование трещин и стойкость к межкристаллитной коррозии (сталь 12Х18Н9ТЛ).

Исследование влияния состава и качества шихты на расход энергоносителей (электроэнергия, кислород, природный газ, аргон) проводили при плавке стали 35ГС, 1сп, 5сп в дуговой сталеплавильной печи ДСП-120 (расплавление шихты) с последующей обработкой расплава на установке ковш-печь (УКП). Металл разливали

Выводы. Приведена механика деформирования материала при равноканальном угловом прессовании, показаны и описаны напряженное и деформированное состояние материала. Особенностью такого процесса является деформация простым сдвигом.

Исследовано разрушение материала при РКУП, характер накопления поврежденности в процессе пластической деформации. Сформулированы критерии и предельные случаи, при которых возможен процесс РКУП без разрушения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. // Металлы. 1981. № 1. С. 115 – 123.
2. Богатов А.А. Механические свойства и методы разрушения металлов: Учеб. пособие для вузов. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ – УПИ, 2002. – 329 с.
3. Бережной В.Л. // КШП. ОМД. 2010. № 1. С. 7 – 14.

© 2012 г. А.А. Богатов, И.В. Лецев
Поступила 12 января 2011 г.

на машине непрерывного литья в заготовки сечением 125×125 мм, которые в дальнейшем прокатывали на сорт.

Сталь для изготовления отливок плавил в ДСП-1,5 (35Л, 35ГЛ) и в индукционной печи ИСТ-0,4 (12Х18Н9ТЛ). Отливки получали в песчано-глинистых формах, масса отливок 20 – 750 кг.

Варианты исследованных составов шихт представлены в табл. 1.

Характеристика лома по ГОСТ 2787-75 «Металлы черные, вторичные» приведена ниже:

Марка лома	Состав лома
2А	Кусковые лом и отходы, шихтовые слитки. Не допускаются проволока и изделия из проволоки
3А	Кусковые лом, отходы и стальной scrap, рулоны листового металла, двутавры, швеллера. Не допускаются проволока и изделия из проволоки
4А	Мелкие кусковые отходы и лом изделий метизного производства (болты, гайки и пр.). Не допускаются проволока и изделия из проволоки
8А	Пакеты высокой плотности из легковесных стальных отходов и лома. Допускается стружка. Не допускаются прессование эмалированного и оцинкованного металла

- 25А Проржавленные, подвергшиеся длительному температурному или кислотному воздействию, эмалированные и оцинкованные кусковые лом и отходы; зашлакованный скрап. Не допускается наличие лома и отходов цветных металлов
- Б26 Лом и отходы коррозионностойких сталей, легированных хромом (17 – 20 %), никелем (8 – 13 %) в сочетании с кремнием, марганцем и титаном до 4, 2 и 1,2 % соответственно

Механические свойства отливок и сортового проката из непрерывнолитых заготовок в зависимости от составов шихт (см. табл. 1) приведены на рис. 1.

Результаты исследований показывают, что увеличение доли покупного лома в шихте приводит к последовательному повышению показателей механических свойств отливок относительно требований ГОСТ 977-88 «Отливки стальные», а для проката из стали 35ГС (плавка на ломе марки 3А) – относительно требований ГОСТ 5181-82 «Сталь горячекатаная для армирования железобетонных конструкций».

Влияние состава шихты на показатели механических свойств отливок и проката оценивали также в соответствии с методикой исследования явления структурной наследственности [4] с помощью коэффициента наследственности

$$K_n = A_1/A_0,$$

где A_1 – свойства стали, полученной из шихт различного состава; A_0 – требуемые свойства стали согласно ГОСТ 977-88, 5181-82.

Значения коэффициента наследственности механических свойств отливок и проката в зависимости от составов шихт приведены в табл. 2.

Из данных табл. 2 следует, что с повышением доли покупного лома в шихте (варианты 1→2→3) при производстве отливок механические свойства возрастают на 20 – 50 % (δ), 10 – 15 % (σ_T) и 10 – 80 % (КСУ).

Значительное повышение механических свойств наблюдается при использовании в качестве шихты 100 % покупного лома (вариант 3 шихты). Это объясняется тем, что деформируемая шихта (покупной лом) имеет мелкокристаллическую структуру, менее загрязненную вредными примесями фосфором и серой и неметаллическими включениями. ВСП загрязнен остатками формовочной смеси; содержание серы и фосфора (0,02 и 0,04 % соответственно) в нем выше, чем в покупном ломе и механические свойства повышаются не столь значительно.

При производстве проката повышение показателей σ_B и σ_T составляет 15 и 11 % соответственно, δ – 64 %, что особенно важно при производстве проката.

Использование в составе шихты ВСП при производстве отливок приводит к повышенному загрязнению расплава неметаллическими включениями и, как следствие, образованию трещин в отливках, а также развитию межкристаллитной коррозии в отливках из коррозионностойких сталей [2].

Микроскопические исследования и изучение изломов из зоны разрушения отливок выявили межкристаллический характер образования трещин. Причина их образования – значительная загрязненность границ кристаллов неметаллическими включениями (сульфи-

Таблица 1

Составы исследованных шихт

Марка стали	Вариант 1, %			Число плавков	Вариант 2, %			Число плавков	Вариант 3, %			Число плавков
	Лом 2А, 4А, 8А	ВСП	др.		Лом 2А, 4А, 8А	ВСП	др.		Лом 2А, 4А, 8А	ВСП	др.	
35Л	0	100		68	50	50		45	100	0		43
35ГЛ	0	100		46	50	50		60	100	0		47
12Х18Н9ТЛ	Лом Б26	ВСП		88	Лом Б26	ВСП		128	Лом Б26	ВСП		72
	0	100			50	50			100	0		
35ГС	Лом 3А	Лом 8А	Чугун перед.	43	Лом 3А	Лом 8А	Чугун перед.	44	Лом 3А	Лом 8А	Чугун перед.	13
	74,3	14,2	11,5		85,4	14,6	–		100	–	–	
1сп	Лом 3А	Лом 8А	Лом 25А	10	Лом 3А	Лом 8А	Лом 25А	62	–	–	–	–
	72,8	14,9	12,3		85,1	14,9	–		–	–		
5сп	Лом 3А	Лом 8А	Лом 25А	21	Лом 3А	Лом 8А	Лом 25А	50	Лом 3А	Лом 8А	Лом 25А	25
	77,5	13,8	8,7		85,8	14,2	–		100	–	–	

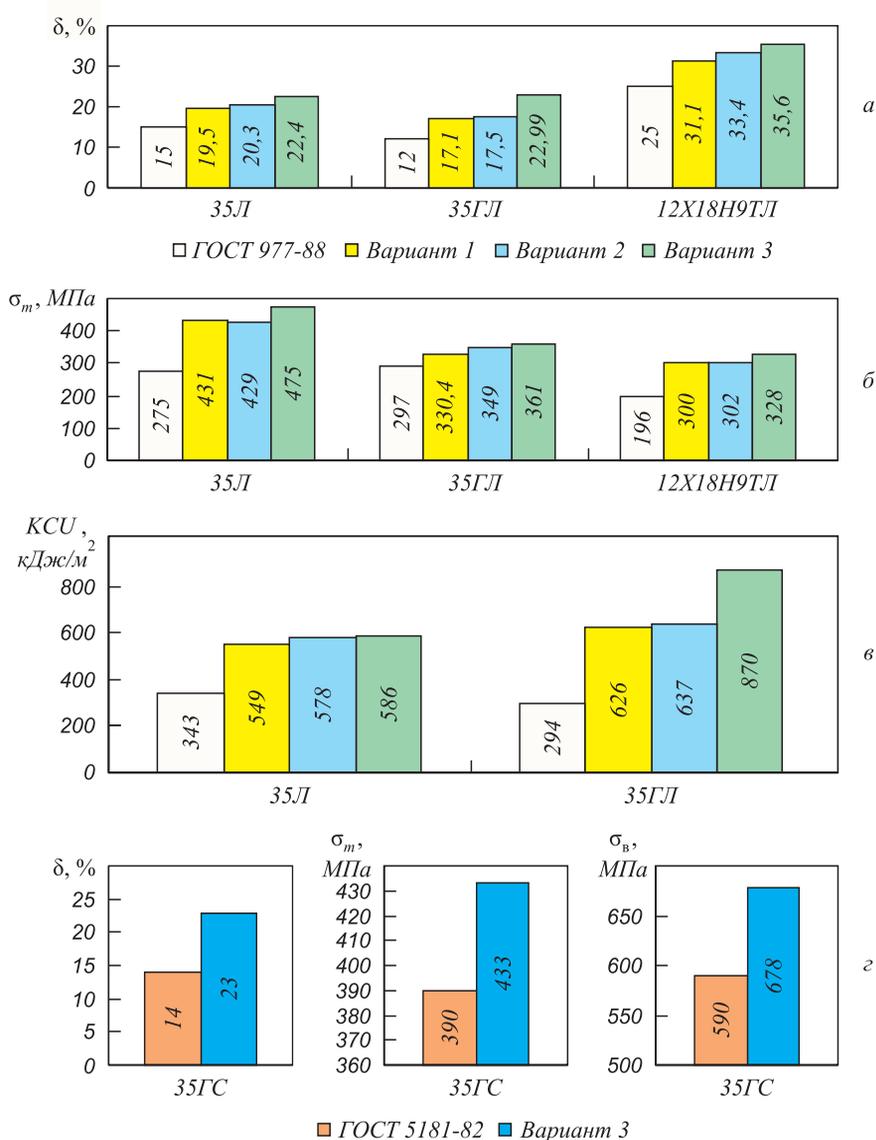


Рис. 1. Механические свойства отливок и сортового проката в зависимости от составов шихт (варианты 1 – 3): а, б, в – отливки; г – сортовой прокат

Таблица 2

Коэффициент наследственности механических свойств в зависимости от составов шихт

Марка стали	Вид изделия	Варианты шихты	Коэффициент наследственности			
			K_{δ}	K_{δ_b}	K_{δ_t}	$K_{КСУ}$
35Л	отливки	1	1,30	–	1,56	1,60
		2	1,35	–	1,57	1,68
		3	1,49	–	1,72	1,70
35ГЛ	отливки	1	1,42	–	1,12	2,13
		2	1,45	–	1,18	2,16
		3	1,90	–	1,22	2,96
12Х18Н9ТЛ	отливки	1	1,24	–	1,53	–
		2	1,33	–	1,54	–
		3	1,42	–	1,67	–
35ГС	прокат	3	1,64	1,15	1,11	–

дами, оксисульфидами, оксидами) и повышенное содержание серы и фосфора в стали. Включения больших размеров и различной формы, которые располагаются, в основном, по границам зерен и дендритов в виде строчек и различных грубых скоплений, сопровождающихся «рыхлотами» и «несплошностями». Они являются концентраторами напряжений, ослабляют границы зерен и повышают склонность металлов к охрупчиванию. Излом образцов в литом состоянии – грубокристаллический, с грубыми сколами и резко очерченными гранями; проходит по границам зерен, камневидный.

Неметаллические включения в зоне «здорового» металла (без трещин) идентичны включениям в отливках с трещинами, но, в основном, мелкие, округлой, каплевидной и вытянутой формы, равномерно распределены по всему сечению шлифов. Излом образцов мелкокристаллический, с отдельно встречающимися фрагментами слабо выраженной камневидности.

Исследование изломов из зоны разрушения отливок показало, что определяющий фактор образования трещин – загрязненность шихты с повышенным содержанием доли ВСП.

На рис. 2 приведены результаты микроскопических исследований образцов отливок из стали 35Л, 12Х18Н9ТЛ и результаты испытаний на стойкость против межкристаллитной коррозии (МКК) (сталь 12Х18Н9ТЛ) с использованием в составе шихты ВСП.

На нетравленных микрошлифах из образцов отливки «Клапанная коробка» (масса отливки 404 кг, сталь 35Л) в зоне трещины выявлены крупные поры и скопление неметаллических включений (рис. 2, а). Наблюдается обезуглероженная зона, обогащенная легкоплавкими структурными составляющими.

На рисунке 2, б приведена микроструктура травленного шлифа из образца отливки «Корпус уплотнителя» (масса отливки 49 кг, сталь 12Х18Н9ТЛ) со 100 % ВСП.

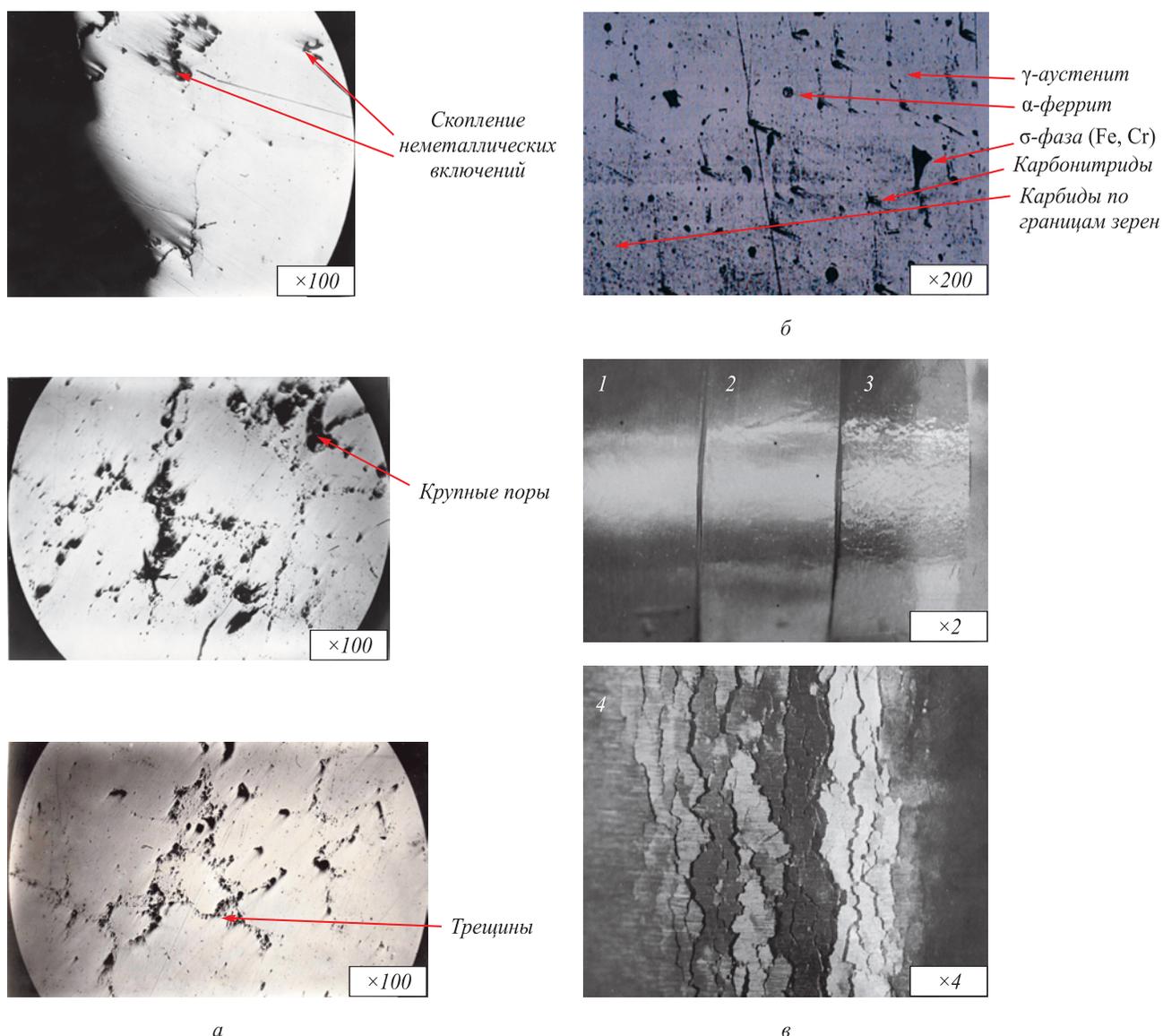


Рис. 2. Микроструктура образцов отливок:
а – сталь 35Л; б – сталь 12Х18Н9ТЛ и результаты испытаний на МКК (сталь 12Х18Н9ТЛ) (в)

Анализ микроструктуры образцов свидетельствует, что они состоят из аустенита, небольшого количества феррита и σ -фазы (Fe, Cr) с включениями отдельных карбидов и карбонитридов. Образование σ -фазы сопровождается уменьшением объема, вследствие чего σ -фаза и карбиды, выделившиеся по границам зерен, создают напряжения в приграничных участках аустенит – σ -фаза, приводящие к хрупкому разрушению границ зерен и образованию холодных межкристаллических трещин.

Образцы отливки «Корпус уплотнителя» также испытывали на стойкость против межкристаллитной коррозии. Склонность стали к МКК вызвана карбидными включениями, расположенными по границам зерен. Пограничное выделение карбидов хрома приводит к обеднению границ зерен хромом. В результате содержание хрома в пограничном слое зерна уменьшается и этот слой теряет способность к пассивации, подвергаясь быстрой коррозии. Образцы пластин после испытания на склонность против МКК приведены на рис. 2, в (1, 2 – не склонные к МКК; 3 – склонный к МКК; 4 – разрушение стали по границам зерен).

Влияние качества и состава шихты на расход энергоносителей исследовали при расплавлении шихты в

ДСП-120 (электроэнергия, кислород и природный газ) и при обработке металла на У КП (электроэнергия, аргон) [3].

Данные по расходу энергоносителей на ДСП и У КП приведены на рис. 3.

Анализ полученных результатов показывает, что минимальным по расходу энергоносителей на ДСП и У КП для стали 35ГС является третий вариант состава шихты: расход электроэнергии (суммарный на ДСП и У КП) снижается на 4,5 и 4 %, кислорода – на 1 и 2, аргона – на 5 и 6 % в сравнении с вариантами составов шихт 1 и 2 при перерасходе природного газа на 6 и 1 % соответственно. Наибольший перерасход электроэнергии наблюдается на У КП: 25 и 10,5 % на шихте составов по вариантам 1 и 2.

Минимальным по расходу энергоносителей для стали 1сп, 5сп является второй вариант состава шихты.

Для стали 1сп суммарный расход электроэнергии снижается на 2,3 %, кислорода – на 0,5 %, природного газа – на 3 %, аргона – на 7 % в сравнении с вариантом состава шихты 1.

Для стали 5сп расход электроэнергии снижается на 2,5 % и 0,5 %, кислорода – на 2,5 %, природного газа – на 1,5 % и 4,5 %, аргона – на 5 % в сравнении с вариантами составов шихт 1 и 3.

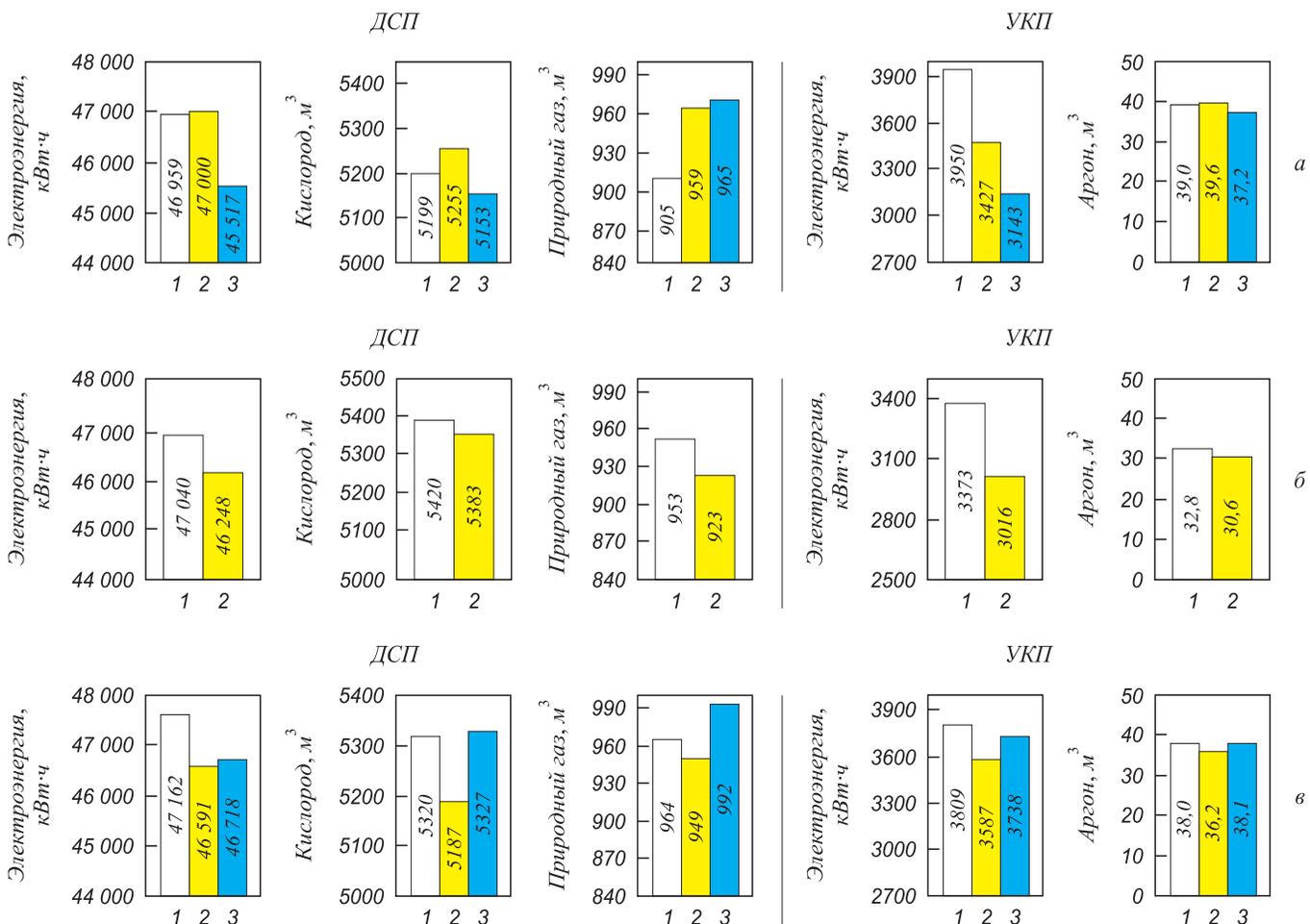


Рис. 3. Расход энергоносителей на ДСП и У КП в зависимости от составов шихт (варианты 1 – 3): а – сталь 35ГС; б – сталь 1сп; в – сталь 5сп

Наибольший перерасход электроэнергии, как при плавке стали 35ГС, наблюдается на УКП: для стали 1сп – 12 %, для стали 5сп – 6 и 4 % на шихте составов по вариантам 1 и 3.

Выбор оптимального состава шихты в значительной степени сказывается на экономии электроэнергии: снижение расхода в среднем на плавку составляет 2000 – 2200 кВт·ч на стали 35ГС и 300 – 1100 кВт·ч на сталях 1сп, 5сп. За счет этого снижается себестоимость жидкой стали.

Наиболее энергоемкими для плавки стали 35ГС, 1сп, 5сп являются составы шихт по варианту 1.

Выводы. Качество и состав шихтовых материалов определяют структуру и свойства отливок, проката и расход энергоносителей при плавке стали.

Увеличение доли деформированной шихты (покупного лома) с мелкокристаллической структурой приводит к повышению уровня механических свойств отливок, снижению вероятности образования трещин и возрастанию стойкости коррозионностойкой стали к

межкристаллитной коррозии. Качество и состав шихты значительно влияют на расход электроэнергии при плавке стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н., Осипов Н.В. // Тр. VII международного научно-технического симпозиума «Наследственность в литейных процессах» – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. С. 145 – 149.
2. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н. // Литейное производство. 2010. № 6. С. 2 – 6.
3. Аникеев В.В., Никитин В.И., Пигачев Б.А. и др. // Тр. VII международного научно-технического симпозиума «Наследственность в литейных процессах» – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. С. 257 – 259.
4. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. – Изд. 2-е доп. и перераб. - М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.

© 2012 г. В.В. Аникеев, Н.Н. Зонненберг,
В.И. Никитин
Поступила 10 октября 2011 г.

УДК 621.774.2

*С.В. Самусев¹, А.И. Романцов², К.Л. Жигунов²,
А.В. Люскин¹, М.С. Сигида²*

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

²ОАО «Челябинский трубопрокатный завод»

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КРОМКИ НА УЧАСТКЕ КРОМКОГИБОЧНОГО ПРЕССА В ЛИНИИ ТЭСА-1420 В УСЛОВИЯХ ЧЕЛЯБИНСКОГО ТРУБОПРОКАТНОГО ЗАВОДА

Процесс подгибки кромок листа является неотъемлемой частью технологического процесса пошаговой формовки при производстве электросварных труб большого диаметра и обеспечивает заданную геометрию кромок трубной заготовки. Процесс выполняется методом формовки листа на специальном оборудовании – кромкогибочном прессе (КГП). Подгибка производится по контуру специального инструмента. Поскольку длина инструмента меньше длины подгибаемых листов, про-

цесс производится за несколько шагов (длиной 4500 мм) с одновременной подгибкой обеих кромок листа.

После позиционирования трубной заготовки (ТЗ) (рис. 1, а) производится подъем зажимных и гибочных балок. Подъем ТЗ продолжается до тех пор, пока зажимная балка не подведет ТЗ к верхней прижимной неподвижной балке (рис. 1, б). Далее, зажимные цилиндры создают необходимое для зажатия усилие, а гибочные балки производят отгибание ТЗ нижним инструмен-

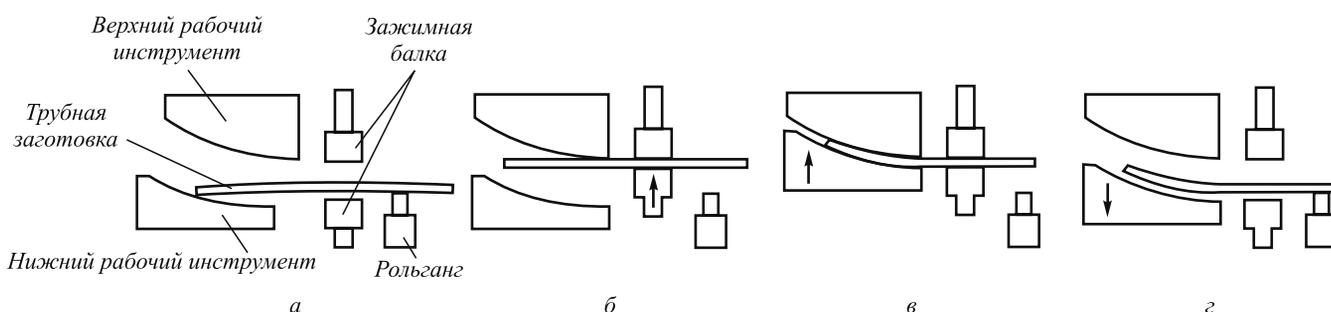


Рис. 1. Этапы формовки ТЗ

том по контуру верхнего инструмента (рис. 1, в). Затем гидросистема разгружает гибочные и зажимные балки, опуская их в исходное положение (рис. 1, з). После подгибки кромок по всей длине, ТЗ транспортируется из пресса по отводящему рольгангу.

Существует несколько вариантов профилей рабочей части инструмента КГП, по которым возможна формовка кромок: однорадиусный, двухрадиусный, многорадиусный и эвольвентный. Каждый профиль деформирующего инструмента имеет достоинства и недостатки [1].

ОАО «Челябинский трубопрокатный завод» (ЧТПЗ) реализован эвольвентный профиль деформирующего инструмента, главным преимуществом которого является универсальность. При переходе с одного типоразмера трубы на другой в определенном диапазоне изменяют настройку на новый типоразмер. Недостаток этого способа формовки заключается в сложности изготовления инструмента и расчета геометрических параметров кромки трубной заготовки после выхода с участка. Рабочий инструмент КГП представлен на рис. 2.

Для расчета параметров кромки в момент нагрузки рассчитывали параметры профиля эвольвенты по формулам (рис. 3)

$$Z = R \cos \varphi + R \varphi \sin \varphi; \quad K = R \sin \varphi - R \varphi \cos \varphi,$$

где φ – угол эвольвенты, R – базовый радиус эвольвенты.

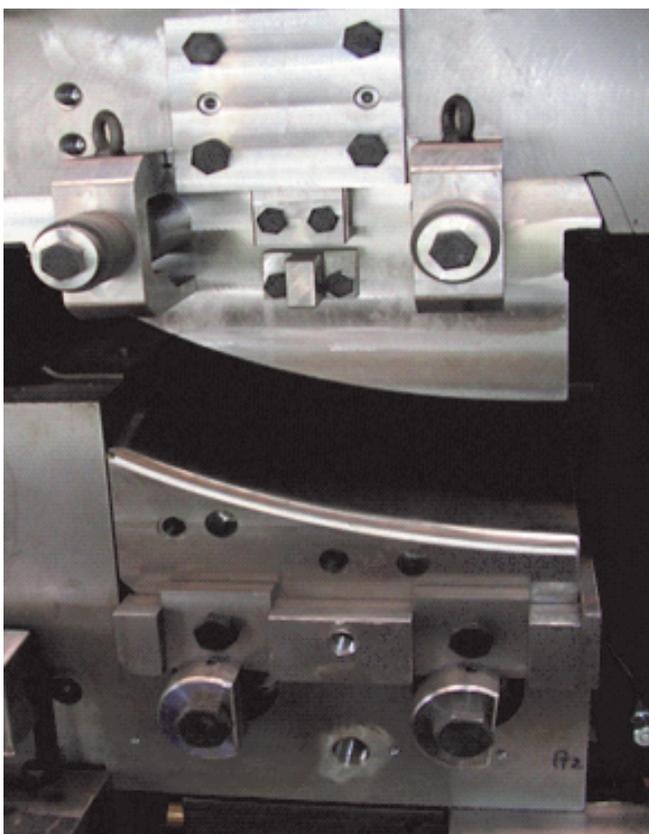


Рис. 2. Рабочий инструмент КГП

В системе координат ZO_1K невозможно определить параметры кромки до и после распружинивания, поэтому выполняли переход в новую систему координат XOY (см. рис. 3) по формулам

$$Y_i = (K_i - K_0) \cos \varphi_K - (Z_i - Z_0) \sin \varphi_K;$$

$$X_i = (K_i - K_0) \sin \varphi_K + (Z_i - Z_0) \cos \varphi_K.$$

Результаты расчета эвольвенты приведены в таблице 1.

Для расчета параметров кромки ТЗ после снятия нагрузки моделировали профиль инструмента, выполненный по эвольвенте, многорадиусной кривой с разбиением ее на 10 однорадиусных участков. Каждый отдельный участок определен радиусом, углом и длиной (рис. 4).

Моделирование кривой эвольвенты однорадиусными участками включает в себя следующие операции:

- определение длины подгибаемой кромки (координата X , см. табл. 1);
- разбиение на участки (10 участков), соответствующие длине кромки выбранной протяженности эвольвенты;
- построение радиуса для каждого участка по трем точкам участка;
- определение угла для каждого участка;
- моделирование (собираение) полученной кривой кромки однорадиусными участками по сопряженной сборке [2];
- сравнение расчетной кривой и кривой по заводским данным.

Радиусы участков рассчитывали по формулам [3] (рис. 5)

$$A_1 = \sqrt{(X_3 - X_1)^2 + (Y_3 - Y_1)^2}; \quad B_1 = \sqrt{(X_6 - X_3)^2 + (Y_6 - Y_3)^2};$$

$$C_1 = \sqrt{(X_6 - X_1)^2 + (Y_6 - Y_1)^2};$$

$$\varphi_{A_1 C_1} = \arccos \left(\frac{A_1^2 + C_1^2 - B_1^2}{2 A_1 C_1} \right); \quad R = \frac{B_1}{2 \sin \varphi_{A_1 C_1}}.$$

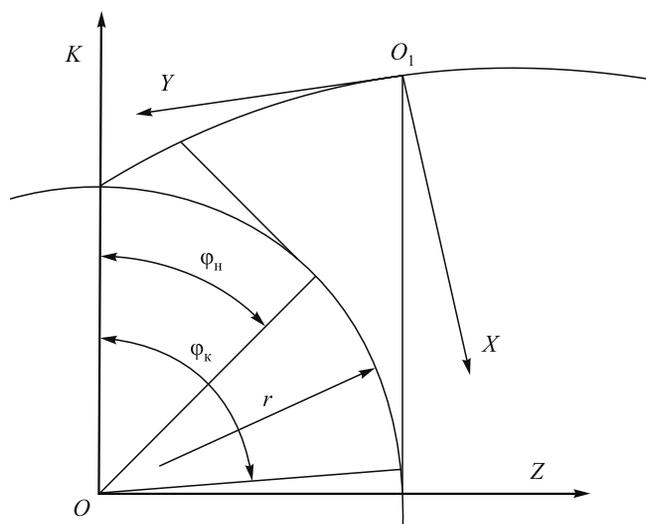


Рис. 3. Эвольвента

Расчетные координаты точек профиля верхнего инструмента

Номер точки	X, мм	Y, мм	Номер точки	X, мм	Y, мм	Номер точки	X, мм	Y, мм	Номер точки	X, мм	Y, мм
1	0	0	16	75	5,40	31	150	22,81	46	225	55,83
2	5	0,02	17	80	6,16	32	155	24,47	47	230	58,77
3	10	0,09	18	85	6,98	33	160	26,19	48	235	61,81
4	15	0,21	19	90	7,85	34	165	27,99	49	240	64,94
5	20	0,37	20	95	8,77	35	170	29,86	50	245	68,26
6	25	0,58	21	100	9,75	36	175	31,80	51	250	71,68
7	30	0,84	22	105	10,79	37	180	33,82	52	255	75,24
8	35	1,15	23	110	11,88	38	185	35,91	53	260	78,94
9	40	1,51	24	115	13,03	39	190	38,09	54	265	82,81
10	45	1,91	25	120	14,24	40	195	40,35	55	270	86,84
11	50	2,37	26	125	15,51	41	200	42,70	56	275	91,05
12	55	2,87	27	130	16,85	42	205	45,14	57	280	95,47
13	60	3,42	28	135	18,24	43	210	47,66	58	285	100,10
14	65	4,03	29	140	19,70	44	215	50,29	59	290	104,97
15	70	4,69	30	145	21,22	45	220	53,01	60	295	110,11

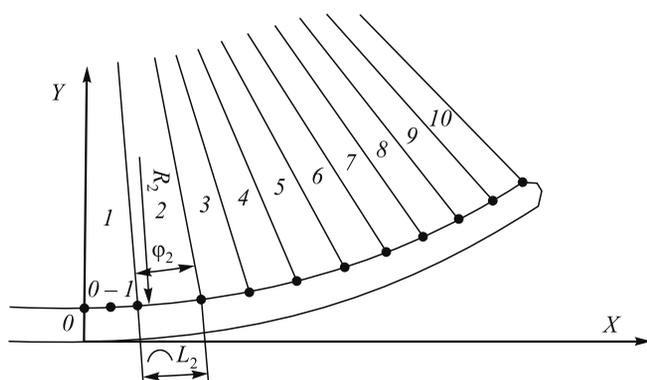


Рис. 4. Смоделированная много радиусная кривая кромки ТЗ по рис. 1, ε

Координаты точек концов участков:

$$\varphi_i = \frac{C_i}{R_i}; X_i = R_i \sin(\varphi_i); Y_i = R_i [1 - \cos(\varphi_i)].$$

Полученные расчетные данные приведены в табл. 2. Далее проводили расчет параметров кромки после разгрузки.

Радиус распружинивания рассчитывали по формулам [4]

$$M_i = \frac{b\sigma_r h^2}{4} + \frac{bh^3 \Pi}{12R_i}; R_{pi} = \left(\frac{1}{R_i} - \frac{12M_i}{Ebh^3} \right)^{-1}.$$

Расчет координат точек концов участков после снятия нагрузки проводился аналогично. Результаты рас-

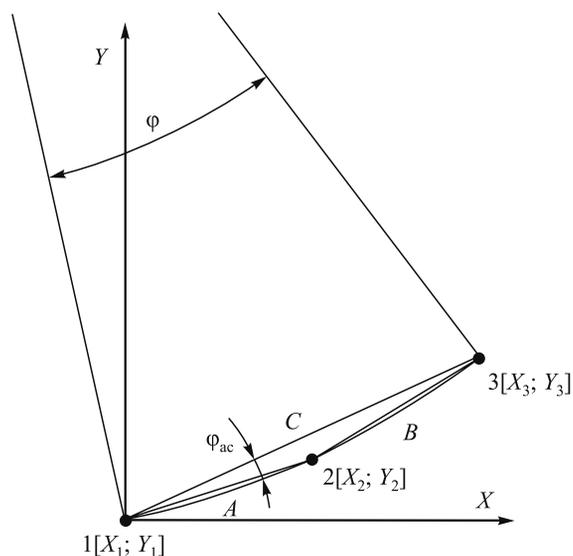


Рис. 5. Схема к расчету радиуса участка ТЗ по координатам трех точек

чета радиусов и координаты десяти фиксированных участков после снятия нагрузки приведены в табл. 3.

Для трубы типоразмера 812,8×37,4 проводили экспериментальные исследования (фотографирование профиля кромки после снятия нагрузки на КГП) в условиях ЧТПЗ. Экспериментальные данные обработаны при помощи программы «AutoCad», результаты представлены на рис. 6, 7.

Величина подгибки кромки Y'' после КГП с обработанного фото равна 96,8 мм, по расчетным данным – 96,7 мм, по замерам образца – 94 мм. Ошибка составля-

Таблица 2

Расчетные данные кромки при нагрузке

Номер участка	Расчетные координаты точек			Радиус участка при нагрузке	Длина участка	Координаты точек концов участков при сопряженной сборке при нагрузке
	начало участка	середина участка	конец участка			
1	0; 0	10; 0,09	25; 0,58	529	25,007	24,997; 0,591
2	25; 0,58	40; 1,51	55; 2,87	527	30,087	54,994; 2,870
3	55; 2,87	70; 4,69	85; 6,98	492	30,280	84,994; 6,946
4	85; 6,98	100; 9,75	115; 13,03	468	30,604	114,992; 12,978
5	115; 13,03	130; 16,85	145; 21,22	456	31,098	144,997; 21,129
6	145; 21,22	160; 26,19	175; 31,80	419	31,811	175,008; 31,653
7	175; 31,80	190; 38,09	205; 45,14	388	32,832	205,011; 44,962
8	205; 45,14	220; 53,01	235; 61,81	362	34,320	235,000; 61,625
9	235; 61,81	250; 71,68	265; 82,81	324	36,620	264,982; 82,617
10	265; 82,81	280; 95,47	290; 104,97	280	40,562	294,926; 109,926

Таблица 3

Параметры кромки после снятия нагрузки

Номер участка	Координаты точек конца участка при сопряженной сборке при разгрузке	Радиус участка при разгрузке	Длина участка
1	25,000; 0,503	622	25,007
2	55,022; 2,439	621	30,087
3	85,099; 5,913	574	30,280
4	115,26; 11,076	543	30,604
5	145,554; 18,079	527	31,098
6	176,033; 27,168	481	31,811
7	206,753; 38,734	442	32,832
8	237,808; 53,321	410	34,320
9	269,366; 71,866	364	36,620
10	303,215; 94,217	∞	40,562

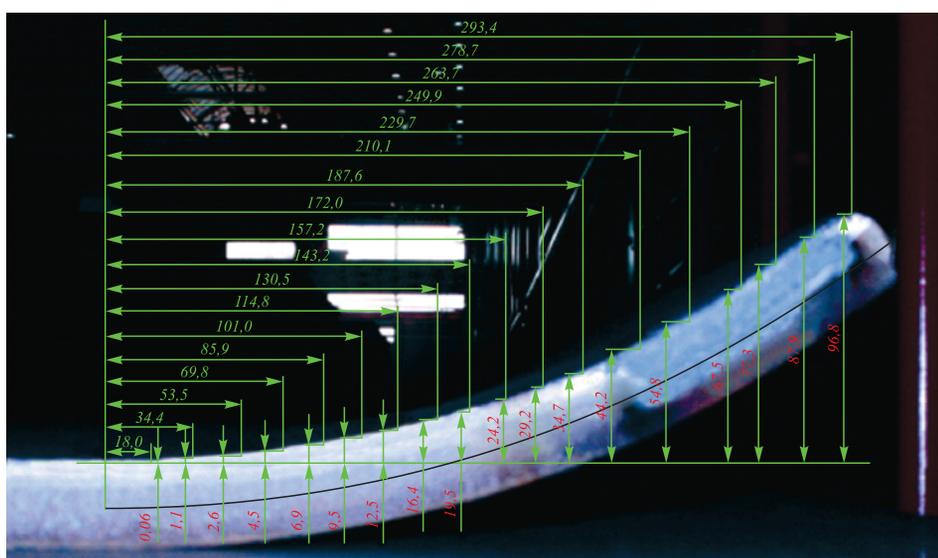


Рис. 6. Координаты кромки

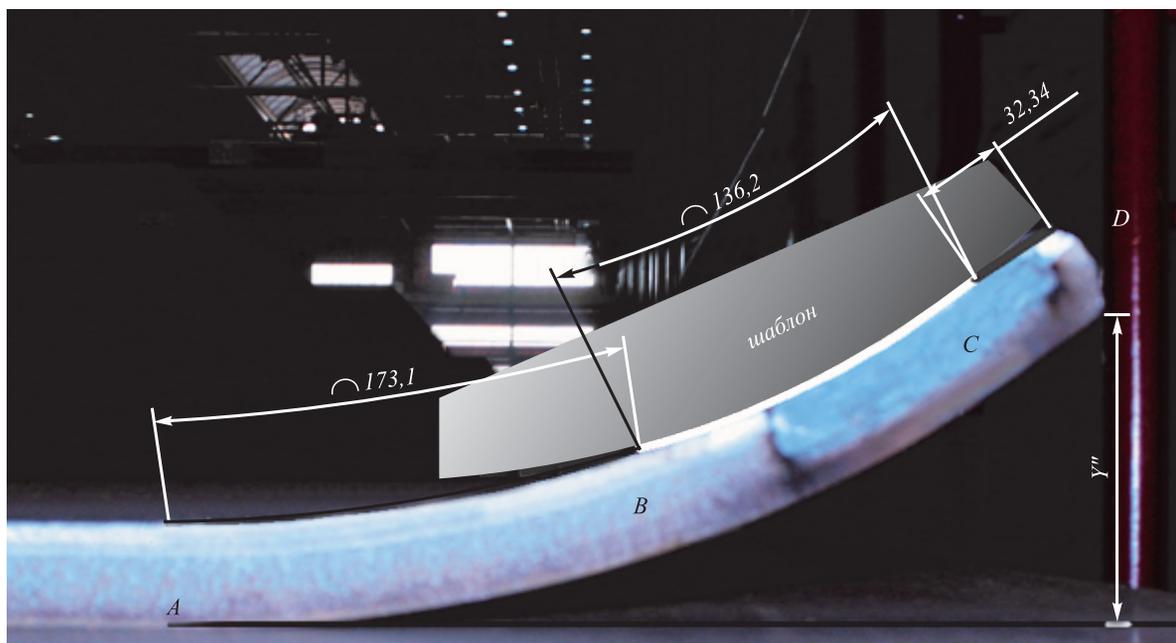


Рис. 7. Результаты обработки экспериментальных данных

ет 2,9 %, что подтверждает целесообразность применения данной методики.

При обработке экспериментов определяли следующие геометрические параметры кромки ТЗ: Y'' – высоту подгибки кромки, ширину плоского периферийного участка CD (см. рис. 7), ширину участка постоянного радиуса BC и ширину участка переменного радиуса AB .

Эти параметры проверяли ручными замерами и шаблоном. Сравнение результатов показало расхождение в пределах 3 %, результаты замеров представлены в табл. 4.

Выводы. Разработана методика расчета геометрических параметров трубной заготовки как во время нагружения, так и после снятия нагрузки на кромкогибочном стане в линии ТЭСА-1420.

Проведены и обработаны экспериментальные исследования для типоразмера $812,8 \times 37,4$ в условиях ЧТПЗ. Получены геометрические параметры кромки ТЗ по всему профилю.

Сравнения результатов расчетов, обработанных данных с фото и физических замеров образцов показали, что отклонения значений контрольных точек находятся в пределах 3 %, поэтому данную методику можно использовать для расчета и прогнозирования геометрических параметров кромки ТЗ для других типоразмеров, не прибегая к трудоемким экспериментальным исследованиям.

Таблица 4

Результаты замеров

Параметр	Обработка фотографий	Ручной замер	Расчет
Y'' , мм	96,80	92,00	94,20
$B_{\text{пер}}$, мм	173,10	–	–
$B_{\text{ш}}$, мм	136,20	–	–
A , мм	32,34	–	–

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Самусев С.В., Величко А.А., Люскин А.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 9. С. 19 – 22.
2. Самусев С.В., Люскин А.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 1. С. 10 – 12.
3. Беклемишев Д.В. Курс аналитической геометрии и линейной алгебры: Учеб. для вузов. – 11-е изд., испр. – М.: ФИЗМАТ-ЛИТ, 2006. – 312 с.
4. Самусев С.В., Величко А.А., Люскин А.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 5. С. 36 – 40.

© 2012 г. С.В. Самусев, А.И. Романцов,
К.Л. Жигунов, А.В. Люскин, М.С. Сигида
Поступила 16 июня 2011 г.

*А.Б. Арабей¹, В.М. Фарбер², И.Ю. Пышминцев³, А.Г. Глебов⁴,
О.В. Селиванова², Н.В. Лежнин², В.Е. Баженов⁴*

¹ ОАО «Газпром»

²Уральский федеральный университет

³ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

⁴Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

МИКРОСТРУКТУРА И ДИСПЕРСНЫЕ ФАЗЫ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ КЛАССА ПРОЧНОСТИ X80 ДЛЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ

Для строительства магистрального газопровода Бованенково-Ухта используются сварные трубы большого диаметра из стали класса прочности K65(X80), изготавливаемые различными отечественными и зарубежными компаниями [1, 2]. Все трубы отвечают техническим требованиям ОАО «Газпром», но в определенной степени различаются по механическим свойствам, основным из которых является трещиностойкость, вследствие некоторых отличий по химическому составу (в пределах требований API), технологии производства листа по режиму контролируемой прокатки и ускоренного последеформационного охлаждения.

По данным вопросам имеется ряд публикаций [1, 2], однако отсутствуют как детальные, так и обобщающие представления о связи микроструктуры и фазового состава с механическими свойствами сверхнизкоуглеродистых двухфазных (феррито-бейнитов/мартенситных) сталей.

Из массива сварных труб большого диаметра, поставляемых ОАО «Газпром» различными компаниями, в настоящей работе изучены трубы двух производителей: *A* и *B* (далее также стали *A* и *B*), отличающиеся по химическому составу, комплексу механических свойств, параметрам микроструктуры и выделяющимися дисперсными фазами. Это позволило не только выявить особенности данных характеристик для труб каждого производителя, но и сформулировать положения об их оптимизации.

Образцы вырезали из труб диам. 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм. Химический состав основного металла труб приведен в табл. 1.

Анализ микроструктуры проводили на образцах в сечении параллельном и перпендикулярном оси трубы на микроскопах «Neofhot-21» и «Olimpus JX 51» при увеличении 200, 500 и 1000. Для выявления структуры шлифы подвергали травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Определение величины зерна и количество структурных составляющих проводили по ГОСТ 5639-65.

Электронно-микроскопическое исследование проводили методом тонких фольг и экстракционных реплик на просвечивающих электронных микроскопах ЭМВ-100Л и JEM-2100. Заготовки для фольг в виде пластин толщиной 0,2 – 0,3 мм вырезали поперек оси трубы.

Химический состав дисперсных частиц, захваченных в реплику, исследовали на микроскопе JEM-2100, снабженном энергодисперсионным рентгеновским спектрометром JED-2300T. Количественно оценивалось содержание железа, кремния, титана, ниобия и кислорода в локальных областях площадью ~200 Å (20 нм) и полуколичественно – меди.

Результаты эксперимента и их обсуждение

По микроструктуре изученные трубные стали являются двухфазными феррито-бейнитными (мартенситными). Для стали *A* в сечении, перпендикулярном оси трубы (направлению прокатки листа), наблюдали ярко выраженную полосчатость на двух масштабных уровнях. Происхождение аperiodических полос шириной 100 – 150 мкм связано с неоднородностью микрообъе-

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Стали	Элемент															
	C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	Cu	Cr	V	Nb	Ti	Al	Ca	B	N
<i>A</i>	0,08	1,85	0,39	0,0010	0,014	0,22	0,18	0,17	0,19	0,002	0,050	0,016	0,036	0,001	0,0003	0,0040
<i>B</i>	0,05	1,87	0,10	0,0004	0,007	0,63	0,01	0,49	0,26	–	0,024	0,019	0,041	–	0,0001	0,0024

мов по химическому составу вследствие дендритной ликвации [3]. Полосы, обогащенные углеродом и легирующими элементами, в первую очередь Mn и Mo, имеют повышенную устойчивость переохлажденного аустенита и в них при ускоренном охлаждении после горячей прокатки листа формируется максимально большое количество сдвиговых продуктов превращения (Б + М) (рис. 1, *a*).

Полосы на более низком масштабном уровне (шириной 3 – 15 мкм) ограничены длинными слегка изогнутыми границами (рис. 1, *б*, стрелки ↑). Они, очевидно, являются границами бывших вытянутых аустенитных зерен, не претерпевших рекристаллизацию после окончания горячей пластической деформации листа, или границами полос деформации внутри них [4]. Это, а также вытянутость вдоль направления прокатки многих ферритных зерен, может явиться косвенным признаком того, что горячая пластическая деформация при производстве листа заканчивалась при относительно низкой температуре (возможно ниже A_{r3}).

В структуре также обнаруживаются участки (на рис. 1, *б* обведены кругом) с рейками толщиной 1 – 2 мкм, перпендикулярными длинным границам, которые, по-видимому, являются продуктами сдвигового превращения переохлажденного аустенита.

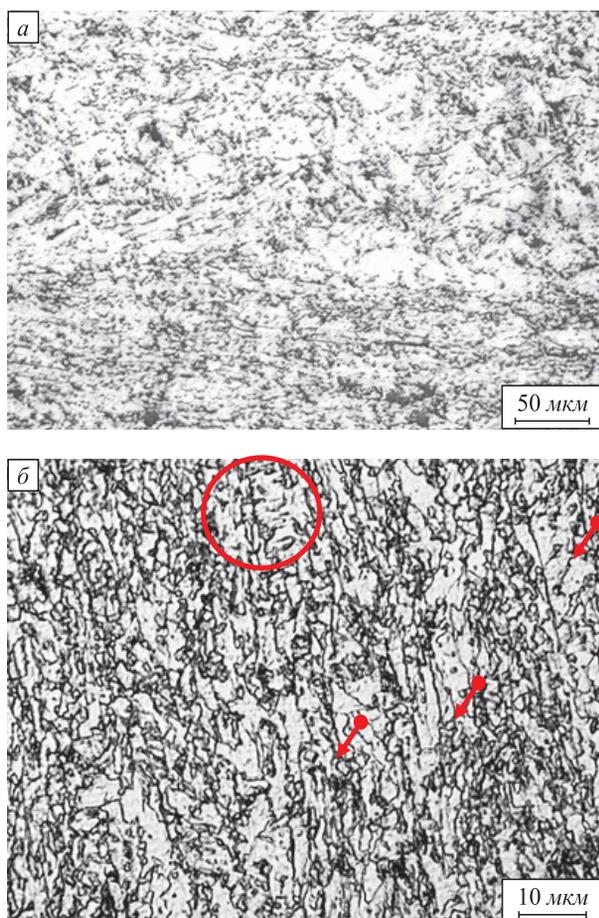


Рис. 1. Микроструктура трубы из стали *A* в сечении, перпендикулярном (*a*) и параллельном (*б*) оси трубы

В сечении, параллельном оси трубы, средняя ширина ферритных зерен составляет $\bar{d} = 2,5 \pm 0,5$ мкм при их средней длине $9 \pm 0,5$ мкм. Распределение ферритных зерен по размеру в сечении, перпендикулярном оси трубы, близко к нормальному с пиком в районе 3 мкм; средний размер зерна составляет $\bar{d} = 3 \pm 0,5$ мкм.

Распределение зерен упрочняющей структурной составляющей (УСС) по размеру носит характер, близкий к нормальному с пиком в районе 2 мкм и средним размером $\bar{d} = 2,3 \pm 0,5$ мкм. Средняя доля УСС в структуре составляет 13 ± 3 %, при этом в полосах, обогащенных УСС, она может достигать 40 %.

Микроструктура основного металла трубы из стали В в сечении, перпендикулярном и параллельном оси трубы, практически идентична (рис. 2). Особенностью структуры является наличие участков с относительно крупными ферритными зёрнами (до 10 мкм) на фоне однородной дисперсной структуры. В сечении, перпендикулярном направлению прокатки, распределение ферритных зерен по размеру носит бимодальный характер с пиками в области 2 и 6 мкм, что свидетельствует о различии процессов формирования аустенитных (ферритных) зерен в разных микрообъемах. В сечении, параллельном оси трубы, распределение ближе к нормальному с пиком в области 3 мкм, но также присутствуют зерна размером

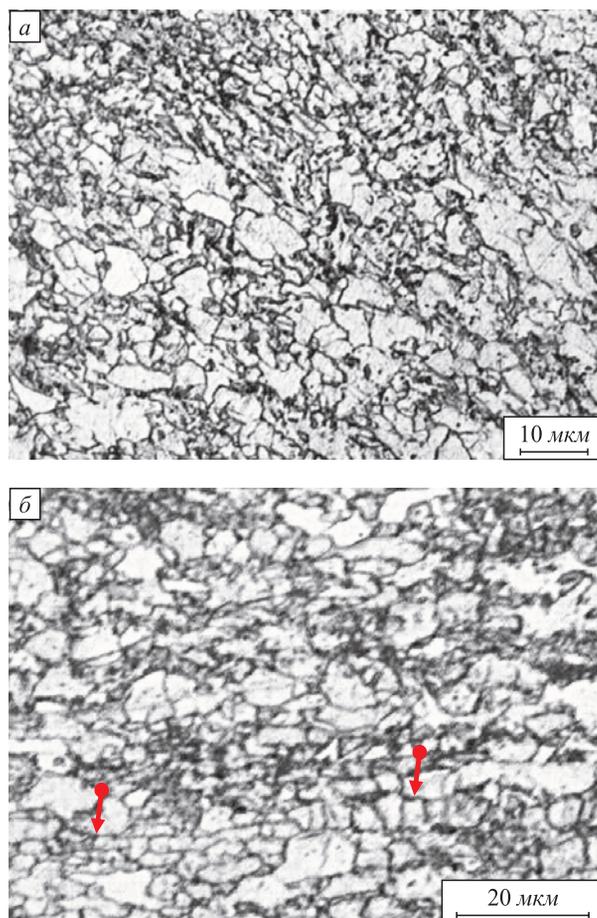


Рис. 2. Микроструктура трубы из стали *B* в сечении, перпендикулярном (*a*) и параллельном (*б*) оси трубы

6 – 7 мкм. Крупные зерна феррита имеют форму, близкую к равноосной с выпуклыми границами, их происхождение можно связать с тем, что при производстве листа по режиму контролируемой прокатки рекристаллизация аустенита не была полностью подавлена из-за пониженного содержания Nb в этой стали и высокой температуры окончания деформации. В сечении, параллельном оси трубы, видны мелкие округлые зерна феррита, объединенные в цепочки общими слегка изогнутыми границами (рис. 2, б стрелки ↑), которые, очевидно, являются границами бывших вытянутых нерекристаллизовавшихся зерен аустенита. При этом зерна УСС в структуре распределены сравнительно равномерно и их количество составляет $15 \pm 2\%$.

Электронномикроскопические исследования показали (рис. 3, 4), что внутри полиэдрических зерен феррита обеих исследованных сталей наблюдается повышенная плотность дислокаций ($\rho_d \sim 5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), унаследованных от горячедеформированного аустенита, а также возникших в ходе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и при изготовлении трубы. В ферритных зернах трубы из стали А дислокации распределены сравнительно однородно (рис. 3, а), а в ферритных зернах трубы из стали В дислокации стремятся сформировать субграницы (рис. 3, б), что свидетельствует о их повышенной подвижности и сравнительно слабом закреплении.

В областях внутри зерен феррита обеих исследованных сталей, где контраст на дислокациях подавлен, об-

наруживаются дисперсные выделения двух морфологических типов:

- 1) сравнительно крупные частицы размером около 100 – 400 нм в стали А и 200 – 300 нм в стали В, имеющие форму, близкую к ограненной или округлой, тяготеющие к границам зерен (рис. 3, стрелки ↑);
- 2) наиболее дисперсные выделения размером меньше 10 нм в стали А и ~ 20 нм в стали В, расположенные на линиях дислокаций (рис. 3, 4, стрелки ↓).

Снять микроэлектроннограммы с этих частиц в фольге и определить фазовый состав не удалось, поэтому их идентификация была проведена на экстракционных репликах (см. ниже).

В некоторых микрообъемах наблюдаются вытянутые кристаллы второй фазы длиной примерно 1 мкм, шириной – 0,1 мкм, (рис. 4, стрелки ↓). Расчет электронограмм, снятых с подобных областей по методу поликристалла показывает, что они содержат интерференционные линии феррита и цементита. При этом отличительной особенностью дифракционной картины цементита является линия с межплоскостным расстоянием 1,96 Å. Подобных выделений цементита в стали В меньше, чем в стали А, где их скопление можно интерпретировать как вырожденный перлит. Продукты низкотемпературных сдвиговых превращений (мартенсит, бейнит) выглядят в виде реек толщиной 2 – 2,5 мкм (см. рис. 4). Они имеют прямые (плоские) границы и повышенную плотность дислокаций ($\rho_d \sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$).

На рис. 3, а видны участки В (островки), зажатые между ферритными зернами. Индексированием микроэлектроннограмм, снятых с этих участков, и переходом в темнопольное изображение установлено, что они имеют ГЦК-решетку, т.е. являются островками остаточного аустенита.

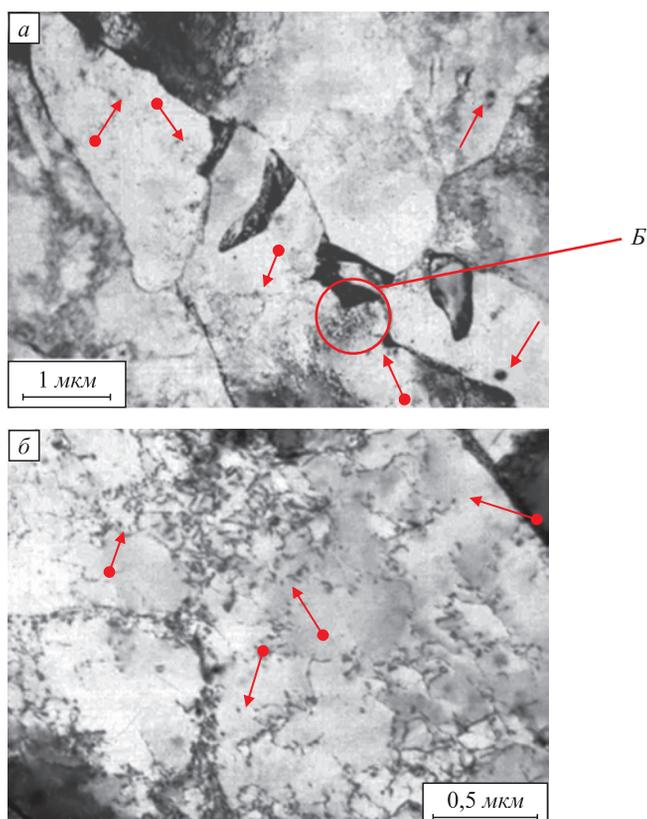


Рис. 3. Микроструктура труб из стали А (а) и стали В (б):
↑ – выделения I типа; ↓ – выделения II типа

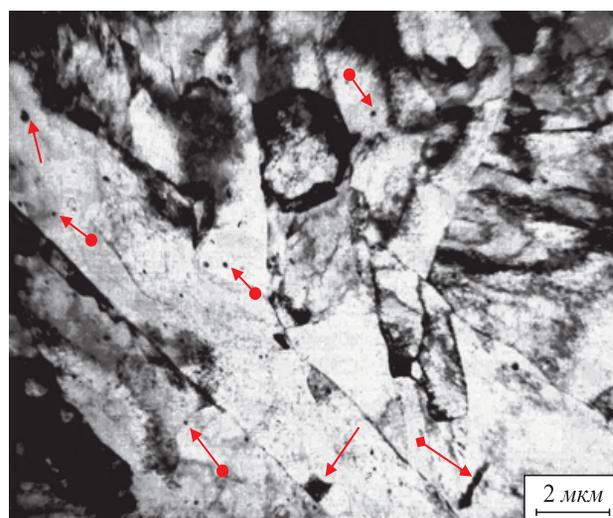


Рис. 4. Микроструктура трубы из стали А:
↑ – выделения I типа; ↓ – выделения II типа;
↓ – выделения цементита, ×7000

Выделения дисперсных частиц в исследованных сталях, захваченные в реплики, электронограммы с них и их расшифровка представлены на рис. 5, 6.

На рис. 5, *a* видно, что выделения дисперсных фаз в стали *A* имеют различную морфологию. Плотность частиц в отдельных микрообъемах весьма низка, а в

областях, где имеется их повышенное количество, они распределены сравнительно однородно. Крупные частицы неправильной ограниченной или округлой формы располагаются в виде скоплений.

В стали *B* имеются вытянутые области длиной более 2,5 мкм и шириной ~ 1 мкм, в которых частицы пра-

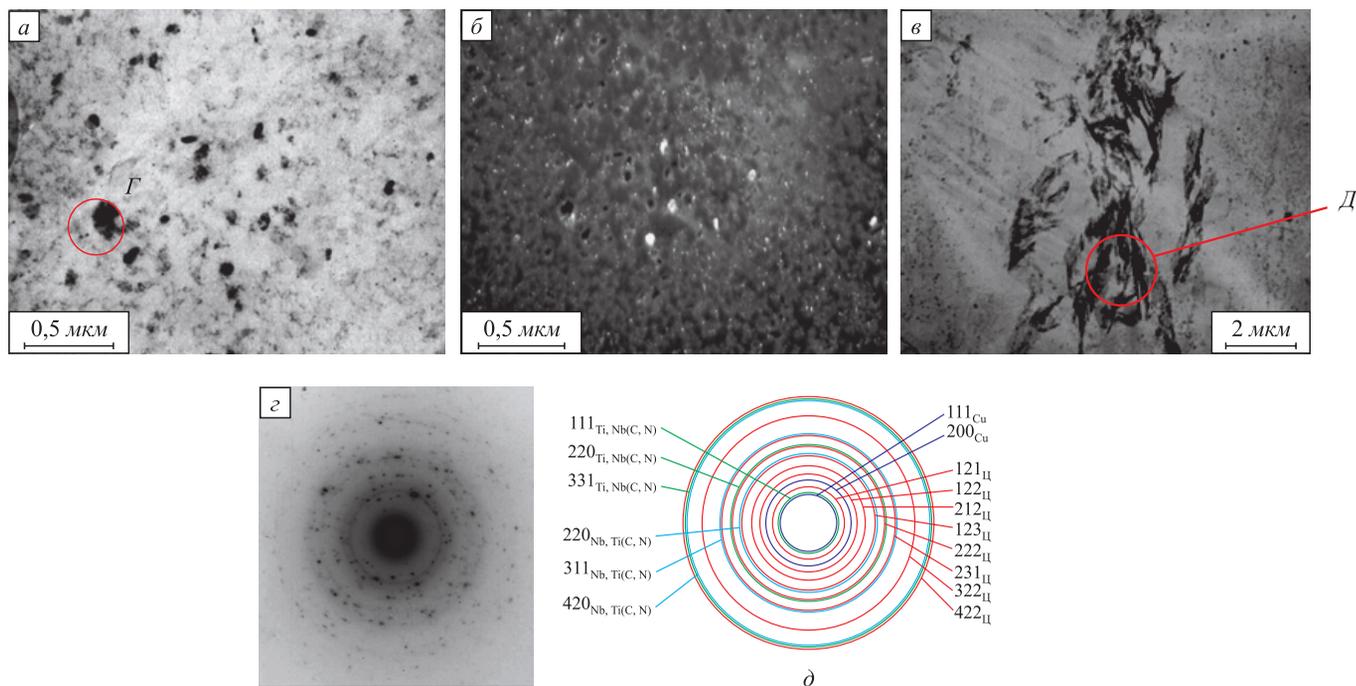


Рис. 5. Дисперсные выделения в стали *A* (реплика):

a – микроструктура, ×48 000; *б* – темнопольное изображение, снятое с области *Г*, полученное в свете рефлекса 200Nb,Ti(C, N); *в* – микроструктура, ×10 000; *г* – микроэлектронограмма с области *Д*; *д* – индексирование микроэлектронограммы

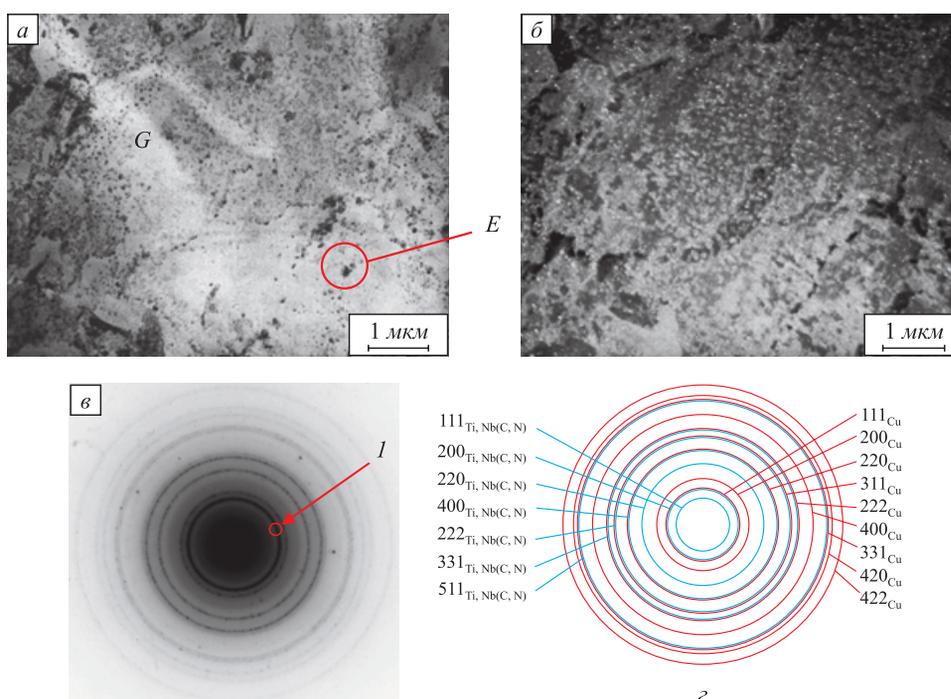


Рис. 6. Дисперсные выделения в стали *B* (реплика):

a – микроструктура, ×17 000; *б* – темнопольное изображение с области *Г*, полученное в свете участка *l* на интерференционном кольце 111Cu (200Ti(C, N)) электронограммы, ×17 000; *в* – микроэлектронограмма с области *Е*; *г* – индексирование микроэлектронограммы

критически отсутствуют (рис. 6, *a*, область *G*). Согласно наблюдениям структуры на тонких фольгах (см. рис. 4), такие области, вероятно, представляют собой кристаллы мартенсита, сформировавшиеся при столь низких температурах (≤ 350 °С), при которых выделение дисперсных частиц невозможно (минимальные температуры образования выделений на основе меди ~ 350 °С, а карбонитридных фаз типа Nb, Ti(C, N) ~ 650 °С) [5, 6].

На рис. 6, *b* приведено темнопольное изображение в свете участка *I* на наиболее интенсивном интерференционном кольце 111_{Cu} на электронограмме. Видно, что в отражающем положении находится большое число крайне дисперсных частиц, расположенных, в основном, однородно по объему металла, которые можно интерпретировать как дисперсные выделения меди (ϵ -фазы) на линиях дислокаций (см. рис. 3, *b*).

Крупные частицы имеют средний размер 35 нм в стали *A* и 75 нм в стали *B*. Средний размер мелких выделений составляет около 14 нм и 23 нм соответственно.

Данные по размеру крупных частиц носят неполный характер. Статистику по размерам мелких частиц можно считать более объективной, поскольку крупные частицы размером больше 0,2 мкм (200 нм) не были захвачены в реплику. Это связано с тем, что применялось неглубокое травление с целью извлечь из сравнительно тонкого слоя металла наиболее дисперсные частицы.

Анализ электронограмм, снятых с выделений дисперсных фаз в обеих сталях показал, что они достаточно близки. Их индентификация показано на примере электронограммы на рис. 6, *в*, содержащей наиболее полную дифракционную картину. Она имеет вид интерференционных колец, состоящих из отдельных сливающихся рефлексов от совокупности хаотически ориентированных частиц.

При анализе электронограммы на рис. 6, *в* можно выделить несколько линий, однозначно характеризующих чистую медь (ϵ -фазу с ГЦК-решеткой и периодом $a = 3,62$ Å) и комплексный карбонитрид Ti, Nb(C, N) [5]. Линии с межплоскостными расстояниями 2,44 и 1,49 Å (табл. 2) являются отличительными для карбонитрида ниобия, обогащенного Ti. Линия, отвечающая межплоскостному расстоянию 1,79 Å, принадлежат исключи-

тельно меди (ϵ -фазе). Для карбонитридных фаз линии с такими межплоскостными расстояниями отсутствуют. Остальные линии могут одновременно принадлежать меди и карбонитриду Ti, Nb(C, N).

Аналогичный вид имеет электронограмма, полученная с области *Г* (рис. 5, *a*). Ее анализ, как и темнопольное изображение (рис. 5, *b*) показывают, что этот участок содержит выделения ϵ -фазы и карбонитриды двух типов. Рефлексы, соответствующие межплоскостным расстояниям 2,49 и 2,14 Å, являются отличительными отражениями для карбонитрида на основе Ti. Рефлекс, соответствующий межплоскостному расстоянию 2,19 Å, можно интерпретировать как отражение от карбонитрида, обогащенного Nb [5]. Отличительной линией для меди являются отражения с межплоскостными расстояниями 2,07 и 1,79 Å [6]. Остальные линии всех фаз накладываются друг на друга.

Участок *Д* на рис. 5, *в* содержит скопление частиц вытянутой формы. Кольца микроэлектронограммы, снятой с этой области (рис. 5, *г*), состоят из отдельных рефлексов, полученных от совокупности хаотически ориентированных частиц. Расчет электронограммы показал, что помимо линий карбонитридных фаз и выделений меди присутствуют также отражения цементита с межплоскостными расстояниями 3,35; 2,36; 1,75; 1,72; 1,40; 1,37; 1,21 и 1,15 Å. Исходя из этого, данную область можно интерпретировать как вырожденный перлит.

Микрорентгеновский спектральный анализ химического состава выделений был проведен на тех же репликах. Он подтвердил, что частицы первого типа неправильной ограненной или округлой формы (рис. 7, *a, в*) размером 400 – 500 Å, являются сложными карбонитридами с переменным отношением Nb/Ti. Они, очевидно, выделяются в ходе горячей деформации и при последующем охлаждении в диапазоне температур 1200 – 700 °С по границам вытянутых зерен аустенита или в их объеме на линиях дислокаций.

Поскольку титан является более сильным карбонитридообразователем, чем ниобий, то в верхней части интервала температур $\sim 1200 - 1000$ °С происходит выделение частиц карбонитридов, обогащенных Ti (Nb/Ti = 0,5) (табл. 2). Они имеют ограненную форму и наибольший размер. При охлаждении до более низких температур атомы титана постепенно замещаются в решетке кар-

Таблица 2

Данные количественного рентгеноспектрального анализа элементов в локальных областях реплик от образцов сталей *A* и *B*, % (по массе)

Стали	Участок	O	Si	V	Ni	Cr	Cu	Ti	Nb	Nb/Ti
<i>A</i>	1	32,50	54,18	–	0,89	–	5,33	0,99	7,37	7,4
	2	26,92	58,16	0,25	–	0,77	11,03	0,33	2,53	7,6
<i>B</i>	1	21,43	38,82	–	–	0,39	9,55	2,58	1,85	0,5
	2	31,51	58,09	–	–	0,17	9,34	–	–	–

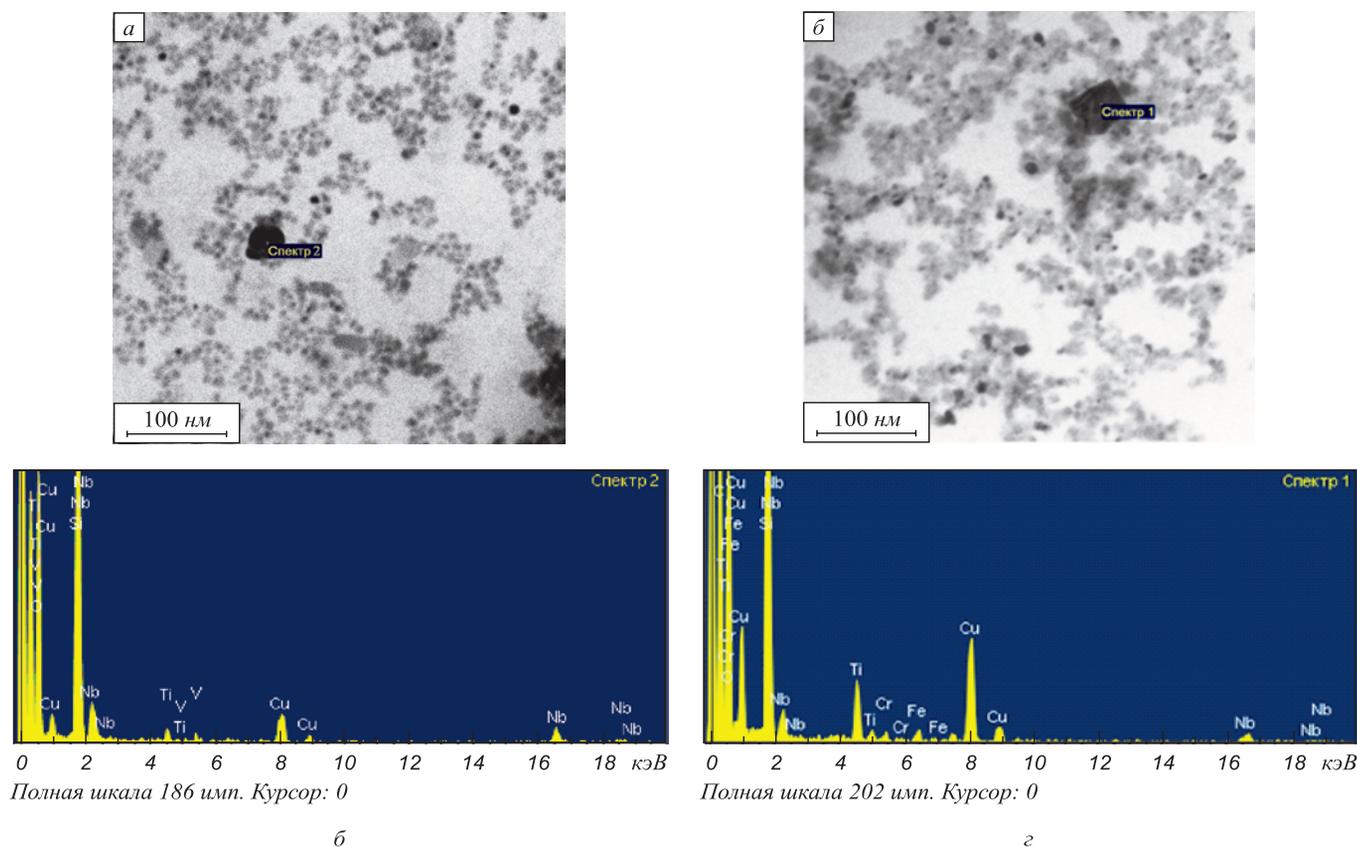


Рис. 7. Частицы, экстрагированные в реплику из сталей *A* и *B* (*a* и *б* соответственно), и спектрограммы, полученные от них (*б* и *з*)

бонитридов атомами ниобия, о чем говорит повышение отношения $Nb/Ti \geq 7$ для частиц, экстрагированных из стали *A* (рис. 7, *б*, табл. 2).

Микроспектральный анализ подтвердил, что частицы второго типа размером 100 – 200 Å являются выделениями меди (ϵ -фазы). Согласно спектрограммам (рис. 7, *б*, *з*), содержание меди в исследованных локальных объемах меняется от минимального (~ 3 %) до максимального (~ 20 %). Минимальное значение принималось за уровень фона, возникающего из-за подсвечивания атомов меди от деталей конструкции прибора. Значительное превышение над уровнем фона количества меди в других областях позволяет считать, что наблюдаемые дисперстные частицы являются ϵ -фазой, как это и установлено из расчета электроннограмм, снятых с них.

В стали *A* были обнаружены локальные области, содержащие 0,10 – 0,25 % ванадия. Это свидетельствует о наличии в данной стали частиц карбида ванадия, однако по размеру и форме частицы VC неотличимы от частиц ϵ -фазы.

На спектрограмме также имеются линии O, Si, Ni, Cr (рис. 7, *б*, *з*; табл. 2). Присутствие в столь больших количествах этих элементов в частицах карбидов и/или ϵ -фазы маловероятно. Можно полагать, что большая часть этих элементов, в первую очередь O и Si, находится в самой угольной реплике (пленке) и попала в нее при напылении вследствие недостаточно глубокого вакуума (O) или из углей, использованных при напылении (Si).

Изучен химический состав трубных сталей класса прочности X80 практически всех производителей – потенциальных поставщиков штрипса для трубных компаний РФ и труб для ОАО «Газпром». Установлено, в частности, что подавляющее число компаний наряду с традиционными элементами (Mn, Ni, Mo), в качестве легирующей добавки используют медь в количестве 0,18 – 0,49 % (по массе) (табл. 3). Меньшее число поставщиков производят сталь с содержанием Cu на уровне 0,03 – 0,07 %, которая попадает в жидкий расплав стали из металлической части шихты (технологическая примесь). Следует отметить, что практически все производители, использующие медь, не применяют ванадий совсем или показывают его на уровне 0,001 – 0,002 %.

С помощью программы Thermo-Calc методом CALPHAD рассчитывали фазовый состав трубных сталей X80, в том числе производителей *A* и *B*, подробно исследованных в настоящей работе. В работе использовали термодинамическую базу данных TCFe4 применительно к многокомпонентным системам. В данном случае это 14-ти компонентная система Fe-C-Mn-Si-P-S-Ni-Mo-Cu-Cr-Nb-Ti-Al-N, составляющая основу трубных сталей. Показано, что во всех без исключения сталях (изучено 9 составов) Cu представлена в составе двух «фаз», формально записанных в виде CuMn и MnNiFeCu. Массовая доля первой «фазы» составляет от 0,029 до 0,4781 % и практически совпадает с концен-

Таблица 3

Содержание меди в химическом и фазовом составе грубных сталей категории прочности X80

Поставщик	A	B	C		D		E	F	G
			Вариант 1	Вариант 2	Вариант 1	Вариант 2			
Содержание Cu в стали, % (по массе)	0,18	0,49	0,07	0,03	0,21	0,18	0,27	0,28	0,27
Массовая доля «медьсодержащей фазы» (Cu), %	0,1763	0,4781	0,0637	0,029	0,2172	0,1842	0,2917	0,2945	0,2841
Содержание Cu в составе «фазы», %	96	98	86	97	93	96	89	93	92

трацией Cu, определенной при анализе химического состава спектральным методом (см. табл. 3). Количество Cu во второй «фазе» ничтожно мало и потому в дальнейшем изложении не учитывается.

Для дальнейших расчетов выбрали химический состав стали X80 производителя E, одного из числа тех, которые применяют Cu (табл. 4). Как видно, в данном составе медь является вторым по массовому содержанию легирующим элементом после марганца.

В табл. 5 представлены массовые доли феррита и «медьсодержащей фазы» (Cu) с содержанием в них меди и марганца при различных температурах ниже 900 К. По данным таблицы видно, что при температуре 900 К практически вся медь содержится в феррите ($0,272 \times 0,99213 = 0,2699$). При дальнейшем снижении

температуры растворимость меди в феррите начинает уменьшаться и из него выделяется «медьсодержащая фаза» (Cu). Примерный температурный интервал выделения этой фазы 850 – 300 К.

Медьсодержащая фаза (Cu) представляет собой твердый раствор замещения марганца в меди. Записать эту фазу в виде формулы химического соединения не представляется возможным, так как в системе Cu–Mn химические соединения отсутствуют (существование соединений $MnCu_5$ и $MnCu_3$ не подтверждено экспериментально) [7]. В этой системе наблюдается образование однофазного твердого раствора на основе меди. По мере снижения температуры содержание марганца в «медьсодержащей фазе» (Cu) увеличивается с 4,074 % при 850 К до 10,329 % при 300 К. Это связано с умень-

Таблица 4

Химический состав стали X80 производителя E

Содержание элементов, % (по массе)													
Fe	C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	Cu	Cr	Nb	Ti	Al	N
Осн.	0,06	1,80	0,21	0,003	0,008	0,22	0,23	0,27	0,02	0,03	0,01	0,03	0,003

Таблица 5

Распределение меди в фазовых составляющих после равновесной кристаллизации стали X80 в ходе охлаждения ниже 900 К

T, K	Фазовая составляющая					
	Феррит			«Медьсодержащая фаза» (Cu)		
	m, массовая доля	Cu, % (по массе)	Mn, % (по массе)	m, массовая доля	Cu, % (по массе)	Mn, % (по массе)
900	0,99213	0,272	1,675	0	–	–
850	0,99193	0,210	1,566	0,00065	95,228	4,074
800	0,99091	0,126	1,526	0,00153	94,797	4,650
700	0,98996	0,039	1,458	0,00247	93,549	6,043
600	0,98455	0,009	1,221	0,00232	92,794	6,981
500	0,98036	0,001	0,911	0,00243	92,381	7,530
400	0,97653	5,5E–05	0,568	0,00270	92,338	7,645
300	0,97472	3,3E–07	0,352	0,00291	89,670	10,329

шением растворимости марганца в феррите с 1,566 до 0,352 % в том же интервале температур (см. табл. 5). Выделяющийся из феррита марганец переходит в «медьсодержащую фазу» (Cu). Количество данной фазы при температуре 300 К составляет 0,00291 с содержанием меди 89,670 %. Это означает, что из 0,27 % меди, имеющейся в стали, на «медьсодержащую фазу» (Cu) приходится $0,00291 \times 89,670 \times 100 \% / 0,27 = 96,644 \%$, т.е. практически вся медь находится в составе упомянутого выше твердого раствора.

Чтобы оценить влияние содержания меди и марганца в стали на количество и состав «медьсодержащей фазы» (Cu), был рассчитан фазовый состав стали X80 с разным содержанием меди (0,1; 0,27; 0,6; 1,0 %) и марганца (1,6; 1,8; 2,0 %). Массовая доля «медьсодержащей фазы» (Cu) и ее состав при указанных содержаниях этих элементов представлены в табл. 6.

Из таблицы видно, что с повышением содержания меди и неизменном содержании марганца количество «медьсодержащей фазы» (Cu) возрастает пропорционально увеличению содержания меди в стали. При этом содержание марганца в самой «фазе» снижается незначительно. С повышением содержания марганца в стали и неизменном содержании меди массовая доля «медьсодержащей фазы» (Cu) практически не меняется, тогда как содержание марганца в ней заметно возрастает (см. табл. 6).

Таким образом, по результатам данной части работы можно утверждать, что медь, используемая в трубных сталях в качестве легирующей присадки, находится в них в элементарном виде.

Выводы. Металлографически установлено, что основной металл высокопрочных сталей исследованных труб двух производителей имеет двухфазную феррито-бейнитную (мартенситную) структуру с ультрамелким зерном феррита ($d_{\text{ф}} = 2,2 - 3,0$ мкм) и упрочняющей структурной составляющей ($d_{\text{УСС}} \approx 3$ мкм), а также ее дозированное количество ($q_{\text{УСС}} \approx 13 - 20$ %). В структу-

ре стали *A* обнаружены чередующиеся аperiodические полосы шириной до 150 мкм, обогащенные ферритом или УСС и вытянутые вдоль направления прокатки горячекатаного листа, как и полосы 3 – 15 мкм. Особенностью стали *B* являются крупные (до ~ 10 мкм) зерна феррита на фоне однородной мелкой структуры.

Электронномикроскопически на тонких фольгах оценено, что плотность дислокаций в рейках низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита составляет $\approx 1 \cdot 10^{11}$ см⁻², а в полиэдрических зернах феррита $\approx 5 \cdot 10^{10}$ см⁻². В стали *A* обнаружены участки (островки) неправильной формы остаточного аустенита размером до ~ 1 мкм, зажатые между зернами полиэдрического феррита.

Электронномикроскопические исследования тонких фольг и реплик показали, что в сталях обоих производителей присутствуют дисперсные частицы двух типов: относительно крупные карбонитриды типа Nb, Ti(C, N) размером 300 – 400 Å в стали *A* и 650 – 850 Å в стали *B*, имеющие неправильную ограниченную или округлую форму, а также выделения чистой меди (ϵ -фазы) размером 100 – 150 Å в стали *A* и 150 – 250 Å в стали *B*, которые располагаются преимущественно на линиях дислокаций внутри кристаллов (в основном феррита, иногда реечных кристаллов, вероятно, бейнита). Наличие выделений ϵ -фазы в обеих сталях подтверждено микрорентгено-спектральным анализом и расчетами микроэлектроннограмм.

Расчеты в программе Thermo-Calc показали, что медь, используемая в трубных сталях в качестве легирующей добавки, присутствует в них в виде «медьсодержащей фазы» (Cu). Сама «фаза» представляет собой твердый раствор замещения марганца в меди. С учетом состава «фазы» можно утверждать, что основная часть меди в трубных сталях находится в элементарном виде.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Арабей А.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 3 – 10.
2. Пышминцев И.Ю., Столяров В.И., Гервасьев А.М. и др. // Наука и техника в газовой промышленности. 2009. № 1. С. 56 – 61.
3. Казаков А.А., Чигинцев Л.С., Казакова Е.И. и др. // Черные металлы. 2009. № 12. С. 17 – 22.
4. Фарбер В.М., Кушнарченко Н.Н., Фрейдензон Ю.Е. и др. // ФММ. 1976. Т. 41. № 4. С. 834 – 848.
5. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия. 1979. – 208 с.
6. Океда Х., Секино С., Мурота Т. // В кн. «Медь в черных металлах». Под ред. И. Ле Мая, А.М.-Д. Шетки. – М.: Металлургия. 1988. – 312 с.
7. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справ. в 3т.: Т. 1 / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение. 1996. – 992 с.

© 2012 г. А.Б. Арабей, В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, А.Г. Глебов,

О.В. Селиванова, Н.В. Лезнин, В.Е. Баженов
Поступила 15 сентября 2011 г.

Таблица 6

Массовая доля «медьсодержащей фазы» (Cu) и ее состав в зависимости от содержания меди и марганца в стали X80

Содержание меди и марганца в стали, % (по массе)		<i>m</i> , массовая доля	Состав, %	
Cu	Mn		Cu	Mn
0,10	1,80	0,00101	89,398	10,601
0,27	1,80	0,00291	89,670	10,329
0,60	1,80	0,00656	90,157	9,842
1,00	1,80	0,01094	90,686	9,314
0,27	1,60	0,00286	92,554	7,445
0,27	1,80	0,00291	89,670	10,329
0,27	2,00	0,00294	86,944	13,055

УДК: 544.344.01

Л. Клингер¹, Б.С. Бокштейн², А.О. Родин²

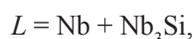
¹Технический университет «Технион», Израиль

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

МОДЕЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ СЕГРЕГАЦИИ В СИСТЕМАХ С ОГРАНИЧЕННОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ И ХИМИЧЕСКИМИ СОЕДИНЕНИЯМИ¹

Существует много попыток связать зернограничную сегрегацию (ЗГС) компонента в сплаве с фазовой диаграммой соответствующей системы [1 – 8]. Главная идея заключается в том, что ЗГС ведет к образованию в границе зерна (ГЗ) ассоциатов атомов с атомной конфигурацией, очень близкой к фазе в зерне. Электронная структура и химические связи в этих ассоциатах также напоминают таковые в объемной фазе. Некоторые расчеты подтверждают эту идею: например, в работе [6] показано, что локальное окружение фосфора в ГЗ железа напоминает Fe_3P с ковалентными связями, а в работах [7, 8] аналогичные расчеты сделаны для системы Ni–S.

Недавний анализ экспериментальных данных для систем Cu–Sb, Fe–P и Sn–Bi показал, что концентрация насыщения первого (от поверхности скола) слоя в ГЗ близка к составу ближайшей (согласно фазовой диаграмме) фазы [9 – 11]. Аналогичное заключение было сделано в работе [12], в которой на основе анализа Мессбауэровских данных было показано, что атомная доля атомов Fe в наиболее обогащенном ими слое ГЗ в системе Al–Fe очень близка к составу $Al_{13}Fe_4$ – ближайшего интерметаллида. Похожая ситуация возникает в системе Nb–Si, в которой при 1920 °С в сплаве с 18,7 % Si протекает эвтектическая реакция



а при 1770 °С силицид ниобия распадается по эвтектической реакции



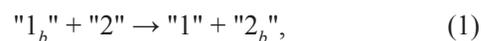
Принимая эту идею как факт, авторы предлагают модель, позволяющую построить изотермы ЗГС и энергии ГЗ (поверхностного натяжения) с учетом возможного фазового перехода в ГЗ для систем с ограниченной растворимостью.

Модель

Используем приближение Гуггенгейма-Жуховицкого [13, 14], согласно которому поверхность (или ГЗ)

рассматривается как тонкая однородная пластина с постоянным числом атомов на единицу площади. Эта пластина, зернограничная фаза, имеет состав, активности компонентов и другие термодинамические свойства, отличные от объемной фазы. В целях упрощения предположим, что обе фазы, в зерне и в ГЗ, идеальные растворы и, следовательно, активности компонентов равны их концентрациям.

Обе фазы обмениваются атомами (реакция адсорбционного обмена):



где индекс b относится к ГЗ.

Принимая во внимание условие равновесия процесса (1)

$$\mu_{b1} + \mu_2 = \mu_1 + \mu_{b2} \quad (2)$$

и выражение для химического потенциала компонента k в идеальном растворе

$$\mu_k = \mu_k^0 + kT \ln(X_k), \quad (3)$$

получим изотерму адсорбции МакЛина [15]

$$X_{b2} = \frac{bX_2}{1 - X_2 + bX_2}, \quad (4)$$

где X_{bk} и X_k – атомные доли компонента k в зернограничной и объемной фазах, а b – постоянная сегрегации.

Уравнения (1) – (4) справедливы внутри интервала растворимости обеих фаз. Исходя из предположения об идентичности химической природы ассоциатов в ГЗ и ближайшей по составу (по фазовой диаграмме) фазы в объеме (X_C), естественно также предположить, что если концентрация в зернограничной фазе достигает предела растворимости (X_0) (это происходит, когда концентрация в объемной фазе еще далека от предела растворимости), в ГЗ образуются ассоциаты состава X_C . Второе положение модели: начиная с этого момента, зернограничная фаза представляет собой квазиатомную смесь двух компонентов: твердого раствора с постоянной концентрацией X_0 и ассоциатов («молекул» химического соединения) с концентрацией X_C . Обмен

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного контракта от 18 августа 2011 г. № 16.513.12.3009

атомами между зернограничной и объемной фазами происходит в соответствии с реакцией



т.е. один атом компонента "2" из объема и ν атомов ЗГ твердого раствора (S_b) обмениваются с одним атомом компонента "1" из объема и атомами химического соединения – ассоциата (C_b) в ГЗ.

Стехиометрический коэффициент ν следует из баланса количества вещества:

$$\nu = (X_C - X_0)^{-1}.$$

Изотерма сегрегации

Связь между составами зернограничной и объемной фаз можно найти из условия равновесия процесса (5) по аналогии с (2):

$$\nu \mu_{bS} + \mu_2 = \mu_1 + \nu \mu_{bC}, \quad (6)$$

где μ_{bS} и μ_{bC} – химические потенциалы квазикомпонентов " S_b " и " C_b "

$$\mu_{bC} = \mu_{bC}^0 + \frac{kT}{n} \ln(X_{bC}), \quad \mu_{bS} = \mu_{bS}^0 + \frac{kT}{n} \ln(X_{bS}), \quad (7)$$

где X_{bC} и X_{bS} – атомные доли квазикомпонентов в зернограничной фазе – ассоциатов и твердого раствора; n – эффективный размер квазикомпонентов, выраженный в числе атомов.

Суммарная концентрация компонента "2" в ГЗ:

$$b_2 = X_C X_{bC} + X_0 X_{bS}. \quad (8)$$

Подставляя (7), (8) в (6), получим изотерму адсорбции (сегрегации) в явной форме:

$$X_{b2} = X_0 + (X_C - X_0) \frac{b'(X_2)^\nu}{(1 - X_2)^\nu + b'(X_2)^\nu}, \quad (9)$$

где b' – постоянная сегрегации для процесса (5).

Из уравнения (9) следует, что с ростом объемной концентрации концентрация в ГЗ стремится к постоянному пределу X_C , соответствующему составу объемной фазы (рис. 1).

Обозначим через X^0 значение объемной концентрации второго компонента, при котором концентрация в ГЗ достигает значения предела растворимости в объеме X_0 . Эту величину можно найти из (4):

$$X^0 = \frac{X_0}{X_0 + b(1 - X_0)}. \quad (10)$$

Для малых концентраций $X_2 < X^0$ концентрация в ГЗ следует изотерме МакЛина (4), но в интервале концент-

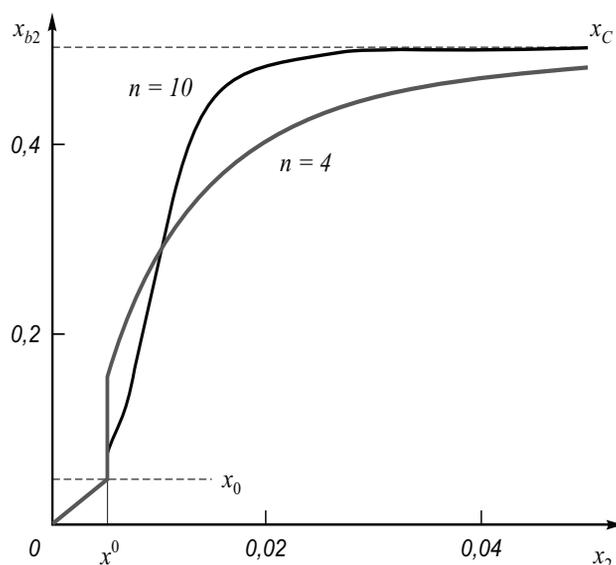


Рис. 1. Изотерма сегрегации ($b = 10$; $b' = 100$; $X_C = 0,5$; $X_0 = 0,05$)

раций $X_2 > X^0$ она следует изотерме (9). Таким образом, при концентрации $X_2 = X^0$ возникает скачок концентрации в ГЗ. Он соответствует концентрационному фазовому переходу в ГЗ. Величина скачка стремится к нулю, если n (размер ассоциата) возрастает.

Изотерма поверхностного натяжения

Согласно адсорбционному уравнению Гиббса, при постоянной температуре

$$-d\gamma = \Gamma_1 d\mu_1 + \Gamma_2 d\mu_2, \quad (11)$$

где Γ_k и μ_k – Гиббсова адсорбция (поверхностное сгущение k -ого компонента, сегрегация в нашем случае) и химический потенциал k -ого компонента.

В приближении Гуггенгейма – Жуховицкого

$$\Gamma_k = \delta(C_{bk} - C_k), \quad (12)$$

где C_{bk} и C_k – атомные плотности k -ого компонента в зернограничной и объемной фазах, δ – эффективная ширина ГЗ.

Подставляя (3), (12) в (11), получим

$$\left(\frac{\partial \gamma}{\partial X_2} \right)_{p,T} = -N_b kT \frac{X_{b2} - X_2}{X_1 X_2}, \quad (13)$$

где $N_b = \delta(C_{b1} + C_{b2})$ – суммарное число атомов на единицу площади ГЗ и $X_{b2} = C_{b2} / (C_{b1} + C_{b2})$ – атомный состав ГЗ.

Интегрируя это уравнение с учетом изотерм (4) и (9), получим для концентрационного интервала $X_2 < X^0$ изотерму Жуховицкого

$$\gamma = \gamma_1 - N_b kT \ln(1 - X_2 + bX_2) \approx \gamma_1 - N_b kT \ln(1 + bX_2), \quad (14)$$

где γ_1 – поверхностное натяжение первого компонента.

В концентрационном интервале $X_2 > X_0$ поверхностное натяжение будет описываться новой изотермой [соответствующей уравнению (9)]. Рассмотрим для простоты случай сильно разбавленного раствора в системе с малой растворимостью ($X_0 \ll X_C, X_2 \ll 1, X_2 \ll X_{b2}$). После интегрирования новая изотерма имеет вид

$$\gamma \approx \text{const} - N_b kT \ln(1 + b'X_2^v). \quad (15)$$

Эта изотерма схематически показана на рис. 2, из которого видно, что поверхностное натяжение является непрерывной функцией объемной концентрации, однако его производная испытывает скачок в точке зернограничного фазового перехода. Это типично для фазовых переходов первого рода в объеме.

Как следует из уравнений (4) и (9), скачок концентрации в точке ЗГ фазового перехода равен

$$\Delta X_{b2} = (X_C - X_0) \frac{[b'X_0 / b(1 - X_0)]^v}{1 + [b'X_0 / b(1 - X_0)]^v}. \quad (16)$$

Для случая $b'X_0/b < 1$ скачок стремится к нулю, если n (размер ассоциата) возрастает. В такой ситуации мы приближаемся к фазовому переходу второго рода, когда поверхностное натяжение и его первые производные являются непрерывной функцией состава, а вторые производные испытывают скачок.

Выводы. Предложена модель ЗГ сегрегации (адсорбции) в системах с ограниченной растворимостью. Согласно модели фаза на границах зерен представляет собой квазиатомную смесь двух компонентов: ЗГ твердого раствора с постоянной концентрацией, соответствующей пределу растворимости в объеме, и ассоциатов с концентрацией, равной составу ближайшего по фазовой диаграмме химического соединения в объеме. Модель позволяет получить изотермы сегрегации и поверхностного натяжения, а также предсказывает концентрационный фазовый переход в системах с ограниченной растворимостью и химическими соединениями.

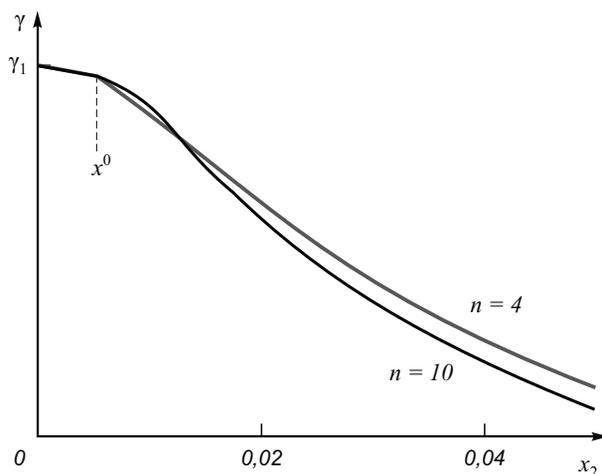


Рис. 2. Изотерма поверхностного натяжения ($b = 10; b' = 100; X_C = 0,5; X_0 = 0,05$)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бокштейн Б.С., Гельцер И.С., Гликман Е.Э., Никольский Г.С. // Сб. науч. тр. ВПИ. – Воронеж: 1988. С. 4.
2. Briant C. // Metallurgical Transaction. 1990. No. 21A. P. 2339 – 2345.
3. Treglia G., Legrand B., Eugene J. et al // Physical Review. 1991. No. 44B. P. 5842 – 5850.
4. Bernardini J., Gas P. // Defect and Diffusion Forum. 1993. No. 95 – 98. P. 393 – 397.
5. Mishin Y., Herzig Chr. // Material Science and Engineering. 1999. No. 260A. P. 55 – 74.
6. Hashimoto M., Wakayama S., Yamamoto R., Doyama M. // Acta Metallurgica. 1984. No. 32. P. 13 – 21.
7. Losch W. // Acta Metallurgica. 1979. No. 27. P. 1885 – 1890.
8. Briant C.L., Banerji S.K. // Metallurgica Transactions. 1979. No. 10A. P. 1729 – 1736.
9. Смирнов А.Н. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2004. № 9. С. 28 – 30.
10. Бокштейн Б.С., Смирнов А.Н. // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2004. № 2. С. 63 – 65.
11. Смирнов А.Н. // Поверхность. 2005. № 2. С. 224 – 228.
12. Bokstein B.S., Rodin A.O., Smirnov A.N. // Z. Metallkunde. 2004. No. 95. P. 122 – 126.
13. Guggenheim E.A., Adam N.K. // Proceedings of Royal Society. 1933. No. A139. P. 216 – 229.
14. Жуховицкий А.А. // Журнал физической химии. 1941. № 15. С. 296 – 309.
15. D. McLean Grain Boundaries in Metals. – Oxford: Clarendon Press, 1957. – 327 с.

© 2012 г. Л. Клиггер, Б.С. Бокштейн, А.О. Родин
Поступила 27 сентября 2011 г.

УДК 621.774.3

Б.А. Романцев¹, И.И. Лубе²¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»² ОАО «Трубная металлургическая компания»

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОШИВКИ ЗАГОТОВОК В ГИЛЬЗЫ С «ПОДЪЕМОМ» ПО ДИАМЕТРУ В ДВУХВАЛКОВОМ СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ МИСИС-130Д

Ранее проведенные экспериментальные исследования процесса прошивки заготовок в гильзы с «подъемом» по диаметру на опытно-промышленном стане МИСиС-130Д по схеме настройки очага деформации прошивного стана, предусматривающей установку носка оправки в сечении пережима или малым выдвигением за пережим валков и переносом деформации в выходной конус, показали возможность прошивки заготовок с увеличением наружного диаметра гильз в двухвалковом стане с бочковидными валками более чем на 16 % [1]. По результатам проведенной работы было принято решение продолжить исследования процесса прошивки заготовок в гильзы с «подъемом» наружного диаметра по схеме установки носка оправки в области сечения пережима валков.

Исходные заготовки из стали 20 диаметром 60 мм зацентровывали с переднего торца сверлом диаметром 19 мм на глубину 15 – 20 мм. Для исследования скручивания вдоль образующей заготовок наносили паз глубиной 3 мм и шириной 3 мм. Нагрев заготовок осуществляли в камерной электрической печи до температуры 1150 – 1180 °С в течение 40 мин.

На каждой из пяти оправок различной калибровки диаметрами 48, 51, 53, 56, 58 мм прошивали по три заготовки в гильзы диаметром 70 – 73 мм. При этом фиксировали геометрические параметры получаемых гильз, шаги винтовой линии на наружной поверхности гильз, машинное время прошивки, определяли скручивание заготовок в очаге деформации, оценивали состояние наружной и внутренней поверхности прокатанных гильз.

Двухвалковый стан МИСиС-130Д оснащен бочковидными рабочими валками диаметром 430 мм и шири-

ной бочки 320 мм. В ходе эксперимента использовали рабочие валки, изготовленные из стали 45 с твердостью рабочей поверхности около 190 – 195 НВ, с биконической калибровкой с углами наклона образующих входного и выходного конусов – 2,5 и 3 ° соответственно и пережимом длиной 10 мм, расположенным посередине бочки. Частота вращения рабочих валков составляла 57 мин⁻¹, угол подачи – 14 °. В качестве направляющего инструмента использовали линейки из высоколегированного сплава (бидулоидный чугун) с твердостью 51 – 55 HRC.

На рис. 1 и 2 представлен рабочий инструмент прошивного стана МИСиС-130Д, используемый в процессе экспериментального исследования.

В табл. 1 представлены основные геометрические параметры экспериментальных оправок.

Таблица 1

Основные геометрические параметры экспериментальных оправок*

Диаметр оправок $\delta_{оп}$, мм	Длина оправок $L_{оп}$, мм	Отношение $L_{оп}/\delta_{оп}$
48	132	2,75
51	138	2,71
53	120	2,26
56	118	2,11
58	118	2,03

* Угол раскатного конуса 7°



Рис. 1. Валок (а) и линейки (б) прошивного стана МИСиС-130Д



Рис. 2. Оправки прошивного стана различной калибровки диаметрами, мм:
а – 48; б – 51; в – 53; г – 56; д – 58

В табл. 2 представлены варианты настройки прошивного стана МИСиС-130Д для проведения экспериментальных исследований.

Процесс прошивки заготовок проходил устойчиво за исключением некоторых случаев. Так, прошив-

ка согласно настройке № 1 сопровождалась закатом оправки в заднем конце гильзы. Это было вызвано, прежде всего, повышенной длиной оправки и недостатком тянущих сил валков для съема гильзы. В результате было принято решение о выдвигении оправки за пере-

Таблица 2

Варианты настройки прошивного двухвалкового стана МИСиС-130Д

Номер настройки	Диаметр оправки $\delta_{оп}$, мм	Длина оправки $L_{оп}$, мм	Обжатие заготовки перед носком оправки U_0 , %	Выдвигение оправки за пережим С, мм	Обжатие в пережиме U_n , %	Расстояние между валками В, мм	Расстояние между линейками Л, мм	Коэффициент овализации ξ
1	48	132	6,0	15	7,0	55,8	61,3	1,10
2			3,9	25				
3								
4								
5	51	138	7,0	0	7,0	55,8	61,3	1,10
6			6,0	15				
7								
8								
9	53	112	7,0	0	7,0	55,8	61,3	1,10
10								
11	53	112	10,0	-22	10,0	54,0	61,3	1,14
12				-12				
13								
14								
15	56	118	7,0	0	7,0	55,8	61,3	1,10
16								
17								
18	58	118	6,7	0	6,7	56,0	63,0	1,13
19								
20								

Примечание. Диаметр заготовки $D_3 = 60$ мм, длина заготовки $L_3 = 300$ мм

жим валков на 10 мм (настройки № 2 – 4), что позволило обеспечить дополнительное выравнивание стенки гильзы в заключительной стадии процесса прошивки и, как итог, стабильный сход гильзы с оправки. Прошивка заготовок по настройкам № 2 – 4 на оправке диаметром 48 мм проходила устойчиво.

Прошивка на оправке диаметром 51 мм при ее установке в пережиме валков (настройка № 5) также сопровождалась закатом оправки в заднем конце гильзы. Данный недостаток также возник вследствие использования оправки повышенной длины. Выдвижение оправки за пережим валков на 15 мм позволило обеспечить благоприятное протекание процесса прошивки.

Прошивка заготовок согласно настройкам № 6 – 8 стана, а также последующие экспериментальные прошивки проходили устойчиво.

Результаты опытных прошивок представлены в табл. 3.

Процесс прошивки с применением настроек, при которых носок оправки установлен в пережиме валков, позволил увеличить наружный диаметр гильз на 16 – 22 % в зависимости от диаметра применяемых оправок. Большого увеличения диаметра гильзы достичь не удалось ввиду недостаточного подъема угла наклона образующей выходного конуса рабочих валков. Увеличение внутреннего диаметра гильзы относительно диаметра оправки составило 1,5 – 2,8 мм, что благоприятно сказалось на «подъеме» гильзы. Максимальная относительная разностенность по длине гильз составила менее 8 – 9 %.

Анализ полученных данных позволил сделать некоторые выводы о протекании процесса прошивки и разработать рекомендации по калибровке технологического инструмента для организации прошивки заготовок в гильзы с «подъемом» по диаметру и установкой носка оправки в пережиме валков.

Таблица 3

Результаты экспериментальных исследований процесса прошивки на стане МИСиС-130Д

Номер настройки	Диаметр гильзы D_r , мм	Толщина стенки гильзы S_r , мм	Отношение D_r/S_r	Увеличение внутреннего диаметра гильзы K , мм	Длина гильзы L_r , мм	Коэффициент вытяжки μ	Величина подъема гильзы по наружному диаметру ΔD , %	Угол наклона линии скручивания на поверхности гильзы γ , град	Величина подачи за полуоборот гильзы $S_{ш}$, мм	Количество циклов деформации на поверхности гильзы
1	70,0	10,8	6,5	0,52	426	1,41	16,69	–	18,2	11
2	69,8	10,2	6,9	1,52	445	1,49	16,36	–	18,0	11
3	70,0	10,1	6,9	1,73	448	1,49	16,61	18	18,6	11
4	70,2	10,0	7,0	2,22	421	1,50	16,94	–	19,7	10
5	71,8	10,2	7,1	0,47	432	1,44	19,64	–	20,0	10
6	71,3	9,0	7,9	2,22	472	1,60	18,75	–	19,6	12
7	70,9	9,0	7,9	1,93	472	1,61	18,22	19	19,5	11
8	70,9	9,1	7,8	1,63	470	1,59	18,19	–	20,2	10
9	71,7	8,6	8,3	1,48	495	1,66	19,50	–	21,0	11
10	71,9	8,6	8,3	1,65	488	1,65	19,78	–	22,1	10
11	71,8	8,7	8,3	1,45	489	1,65	19,58	32	19,5	11
12	72,9	9,2	7,9	1,47	461	1,53	21,56	–	17,5	12
13	72,0	8,5	8,5	2,00	491	1,67	20,03	–	20,1	11
14	72,1	8,5	8,5	2,17	496	1,67	20,19	–	19,8	11
15	72,1	7,0	10,3	2,15	618	1,98	20,22	–	18,7	16
16	72,5	6,9	10,6	2,80	605	2,00	20,86	36	21,5	13
17	72,5	6,8	10,6	2,87	590	2,01	20,83	–	21,6	13
18	72,7	6,1	11,9	2,48	612	2,22	21,11	–	13,6	21
19	72,9	6,1	12,1	2,82	648	2,22	21,53	–	18,1	18
20	72,6	6,0	12,1	2,53	620	2,25	20,92	–	18,2	17

Угол наклона образующей выходного конуса валков φ_2 рекомендуется выбирать равным $4 - 6^\circ$.

При проектировании оправок угол наклона образующей раскатного конуса оправки целесообразно принимать

$$\alpha = \varphi_2 + (1,5 \div 2), \text{ град.}$$

Данное соотношение обеспечивает постоянный или слабо суживающийся зазор между образующими выходного конуса рабочего валка и раскатного конуса оправки, что благоприятно сказывается на раскатке металла заготовки и обеспечивает стабильный «подъем» гильзы по диаметру.

Применение оправок повышенной рабочей длины с отношением $\frac{L_{\text{оп}}}{\delta_{\text{оп}}} > 2,5$ приводит к закату оправки в заднем конце гильзы в виду недостатка тянущих сил в конце процесса прошивки.

Особое внимание в работе уделялось исследованию скручивания металла при прошивке заготовок в гильзы при разных настройках очага деформации прошивного стана. Скручивание металла при прошивке – отрицательный фактор, так как оно вызывает появление дополнительных напряжений в металле, особенно в его периферийных слоях, что способствует вскрытию дефектов и образованию наружных плен, а также увеличивает расход энергии на прошивку.

В табл. 4 представлены результаты экспериментальных исследований процесса прошивки заготовок по маршрутам № 3, 7, 11, 16, в которых оценивалась величина скручивания металла.

Наименьшее значение угла наклона линии скручивания гильз, прокатанных из заготовок с предварительно нанесенным пазом, составило 18° и получено при прошивке по настройкам очага деформации прошивного стана № 3. Максимальное значение 36° получено при прошивке по настройкам № 16.

Известно, что процесс скручивания заготовок в прошивных станах винтовой прокатки связан с неравномерным угловым движением заготовки по длине очага деформации, определяемым скоростными условиями вращения на контактной поверхности металла с валком. В данной работе применение оправки большего диаметра и ее установка в пережиме валков привели к увеличению угла скручивания гильзы. Полученные в ходе исследований результаты согласуются с выводами, представленными в работах [2 – 4].

- Результирующее скручивание тем больше, чем больше разница между отношением радиуса валка к радиусу заготовки/гильзы в точках захвата заготовки и выхода гильзы из валков (R_B/R_Γ).
- Результирующее скручивание зависит от положения оправки в очаге деформации – чем дальше оправка отведена назад в направлении пережима валков, тем больше величина результирующего скручивания. Перемещение носка оправки к пережиму валков приводит к увеличению длины контактной поверхности металла в выходном конусе очага деформации и, следовательно, к большей разнице между отношениями R_B^{Bx}/R_3^{Bx} и R_B^{Bx}/R_Γ^{Bx} (R_B – радиус валка, мм; R_3 – радиус заготовки, мм; R_Γ – радиус гильзы, мм) в сечениях захвата заготовки валками и выхода гильзы из валков, соответственно. К тому же перенос деформации в выходной конус валков и увеличение значения частных обжатий металла между валком и оправкой вследствие установки оправки большего диаметра приводят к повышению сопротивления вращению заготовки и, соответственно, уменьшению коэффициента тангенциальной скорости, т.е. увеличению скольжения металла в тангенциальном направлении.

Таблица 4

Результаты экспериментальных исследований процесса прошивки на стане МИСиС-130 по маршрутам № 3, 7, 11, 16

Показатель	Номер маршрута прошивки			
	3	7	11	16
Диаметр оправки $\delta_{\text{оп}}$, мм	48	51	53	56
Выдвижение оправки за пережим C , мм	25	15	0	0
Обжатие заготовки перед носком оправки U_o , %	3,9	6,0	7,0	
Обжатие в пережиме U_n , %			7,0	
Коэффициент овализации ξ			1,1	
Диаметр гильзы D_Γ , мм	70,0	70,9	71,8	72,5
Отношение D_Γ/S_Γ	6,9	7,9	8,3	10,6
Коэффициент вытяжки μ	1,49	1,61	1,65	2,00
Угол наклона линии скручивания на поверхности гильзы γ , град	18	19	32	36

Уменьшения эффекта скручивания металла в процессе прошивки возможно добиться за счет уменьшения длины очага деформации, в первую очередь благодаря применению рабочего инструмента соответствующей калибровки (увеличение угла выходного конуса валков, применение оправок меньшей длины и т.д.), а также соответствующей настройкой очага деформации (прошивка на повышенных углах подачи валков 12° и более, уменьшение обжатия перед носком оправки до 5–6 %, повышение коэффициента овализации очага деформации). Реализация указанных мероприятий при прошивке заготовок с «подъемом» гильз по диаметру в станах с бочковидными валками приведет к уменьшению разницы угловых скоростей для точек захвата заготовки валками и выхода гильзы из валков прошивного стана и, как следствие, к снижению результирующего скручивания металла наружных слоев гильзы.

УДК 621.74: 669.14

Э.Б. Тен¹, Е.Ю. Лихолобов²

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

²АО «Алюминий Казахстана»

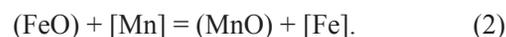
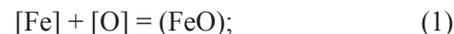
УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ ПЛАВКИ СТАЛИ 110Г13Л ИЗМЕРЕНИЕМ АКТИВНОСТИ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВЕ

Сталь 110Г13Л выплавляют преимущественно в дуговых печах с основной футеровкой методами окисления, переплава или сплавления. Во всех вариантах плавки, при всех прочих равных условиях, качество стали и отливок определяется тем, как проведены заключительные операции восстановительного периода. Желательно их завершить при высокой основности шлака и при низком содержании в нем FeO и MnO. Согласно работе [1], наилучшие качественные показатели стали достигаются при основности шлака $(CaO)/(SiO_2) \geq 2,5$ и при $\Sigma(FeO + MnO) \leq (3,0 - 4,5) \%$. По другим данным [2] предельно допустимое содержание $\Sigma(FeO + MnO)$ составляет 4,5 % при выплавке стали методом окисления и 6 % при выплавке стали методами переплава или сплавления.

Высокую основность обеспечивают регулированием состава и количества шлакообразующих присадок, а низкое содержание $\Sigma(FeO + MnO)$ – путем обработки шлака раскислительной смесью, состоящей из известняка, ферросилиция и кокса. Контроль за достижением этих условий осуществляют путем периодического отбора и химического анализа проб шлака. Очевидно, что такой метод контроля раскисленности шлака затратен и не оперативен.

В данной работе рассмотрена возможность экспрессной оценки $\Sigma(FeO + MnO)$ путем измерения активнос-

ти кислорода в жидкой стали. Такая возможность вытекает из рассмотрения следующих двух реакций:



Константа равновесия реакции (1) равна

$$K_{FeO} = a_{FeO} / (a_{[Fe]} a_{[O]}) = a_{FeO} / a_{[O]} = (\% FeO) \gamma_{FeO} / a_{[O]}, \quad (3)$$

где a_{FeO} , γ_{FeO} , (% FeO) – соответственно активность, коэффициент активности и содержание оксида железа (II) в шлаке; $a_{[Fe]}$ и $a_{[O]}$ – активности железа и кислорода в жидкой стали ($a_{[Fe]} = 1$).

Из равенства (3) имеем

$$(\% FeO) = K_{FeO} a_{[O]} / \gamma_{FeO}. \quad (4)$$

Константа равновесия реакции (2) определяется выражением

$$K_{MnO} = a_{MnO} / (a_{FeO} a_{[Mn]}) = (\% MnO) \gamma_{MnO} / \{(\% FeO) \gamma_{FeO} [\% Mn] f_{[Mn]}\}, \quad (5)$$

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алешенко А.С., Лубе И.И., Богатырев Д.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 7. С. 20–23.
2. Фомичев И.А. Косая прокатка. – Харьков: Metallurgizdat, 1963. – 262 с.
3. Тетерин П.К. Теория поперечно-винтовой прокатки. – М.: Металлургия, 1971. – 368 с.
4. Потапов И.Н., Полухин П.И. Технология винтовой прокатки. – М.: Металлургия, 1990. – 344 с.

© 2012 г. Б.А. Романцев, И.И. Лубе
Поступила 19 сентября 2011 г.

где a_{MnO} , γ_{MnO} , (% MnO) – соответственно активность, коэффициент активности и содержание оксида марганца (II) в шлаке; $[\% \text{Mn}]$, $f_{[\text{Mn}]}$ – соответственно содержание марганца в жидкой стали и его коэффициент активности.

Из выражения (5) следует:

$$(\% \text{MnO}) = (\% \text{FeO})K_{\text{MnO}}[\% \text{Mn}]f_{[\text{Mn}]} \gamma_{\text{FeO}} / \gamma_{\text{MnO}}. \quad (6)$$

На основе (6) имеем

$$\begin{aligned} & (\% \text{MnO}) + (\% \text{FeO}) = \\ & = (\% \text{FeO}) \{ K_{\text{MnO}}[\% \text{Mn}]f_{[\text{Mn}]} \gamma_{\text{FeO}} / \gamma_{\text{MnO}} + 1 \}. \quad (7) \end{aligned}$$

Подставляя в правую часть равенства (% FeO) из (4), получаем

$$\begin{aligned} & (\% \text{MnO}) + (\% \text{FeO}) = (K_{\text{FeO}} a_{[\text{O}]} / \gamma_{\text{FeO}}) \times \\ & \times \{ K_{\text{MnO}}[\% \text{Mn}]f_{[\text{Mn}]} \gamma_{\text{FeO}} / \gamma_{\text{MnO}} + 1 \}. \quad (8) \end{aligned}$$

После ряда преобразований из (8) получаем

$$(\% \text{MnO}) + (\% \text{FeO}) = a_{[\text{O}]} \{ A + B[\% \text{Mn}] \}, \quad (9)$$

где коэффициенты A и B равны

$$A = K_{\text{FeO}} / \gamma_{\text{FeO}}; \quad (10)$$

$$B = (K_{\text{MnO}} K_{\text{FeO}} f_{[\text{Mn}]} / \gamma_{\text{MnO}}). \quad (11)$$

Коэффициенты A и B содержат в качестве параметров константы равновесия реакций (1) и (4), которые зависят только от температуры, а также коэффициенты активности γ_{FeO} , γ_{MnO} , $f_{[\text{Mn}]}$.

Значения констант равновесия рассчитывали по уравнениям их температурной зависимости [3]:

$$\lg K_{\text{FeO}} = 6320 / T - 0,734; \quad (12)$$

$$\lg K_{\text{MnO}} = 6440 / T - 2,95. \quad (13)$$

Для условий плавки стали (температуре жидкой стали в печи около 1550 °C) получили

$$\lg K_{\text{FeO}} = 2,733 \text{ и } K_{\text{FeO}} = 540,8; \quad (14)$$

$$\lg K_{\text{MnO}} = 0,58 \text{ и } K_{\text{MnO}} = 3,802. \quad (15)$$

Коэффициенты активности γ_{FeO} и γ_{MnO} находили из следующих предпосылок [2]:

- при основности шлака $(\text{CaO})/(\text{SiO}_2) = 2,0$ отношение $\gamma_{\text{FeO}}/\gamma_{\text{MnO}} = 1,5$, при этом $\gamma_{\text{FeO}} = 3$, $\gamma_{\text{MnO}} = 2$;
- при основности шлака $(\text{CaO})/(\text{SiO}_2) \geq 3,0$ отношение $\gamma_{\text{FeO}}/\gamma_{\text{MnO}} \approx 1$;
- с повышением основности шлака γ_{FeO} возрастает, но γ_{MnO} увеличивается быстрее.

Из первых двух позиций приняли, что при плавке стали 110Г13Л основность шлака $(\text{CaO})/(\text{SiO}_2)$ близка к среднему для двух вариантов значению $(\text{CaO})/(\text{SiO}_2) \approx 2,5$, поэтому усреднили и отношение $\gamma_{\text{FeO}}/\gamma_{\text{MnO}} = (1,5 + 1) / 2 = 1,25$. А из последней позиции приняли, что $\gamma_{\text{FeO}} = 3$, $\gamma_{\text{MnO}} = 3 / 1,25 = 2,4$.

Коэффициент активности марганца $f_{[\text{Mn}]}$ находили по известным параметрам взаимодействия первого порядка [4] с учетом того, что $e_{[\text{Mn}]}^{\text{Si}} = 0$ и $e_{[\text{Mn}]}^{\text{Mn}} = 0$:

$$\lg f_{[\text{Mn}]} = \Sigma(e_{[\text{Mn}]}^j [\% j]) = e_{[\text{Mn}]}^{\text{C}} [\% \text{C}] + e_{[\text{Mn}]}^{\text{P}} [\% \text{P}] + e_{[\text{Mn}]}^{\text{S}} [\% \text{S}].$$

В результате для стали 110Г13Л при содержании в ней 1,18 % C, 0,05 % P и 0,02 % S получили $\lg f_{[\text{Mn}]} = -0,083735 \approx -0,084$ и $f_{[\text{Mn}]} = 0,8246 \approx 0,825$.

Используя полученные значения параметров, определили значения коэффициентов A и B :

$$A = K_{\text{FeO}} / \gamma_{\text{FeO}} = 540,8 / 3 = 180,3,$$

$$\begin{aligned} B & = [(K_{\text{MnO}} / \gamma_{\text{MnO}}) K_{\text{FeO}} f_{[\text{Mn}]}] = \\ & = (3,802 / 2,4) \cdot 540,8 \cdot 0,825 = 706,79 \approx 706,8. \end{aligned}$$

Таким образом, вместо (9), получили

$$(\% \text{MnO}) + (\% \text{FeO}) = a_{[\text{O}]} (180,3 + 706,8[\% \text{Mn}]). \quad (16)$$

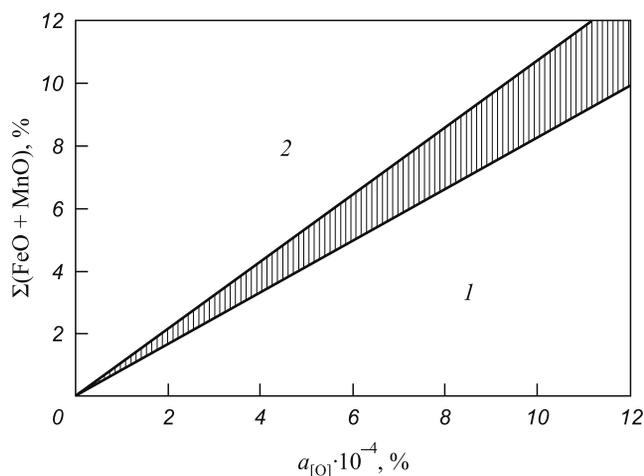
По формуле (16) оценили ожидаемые значения $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ при различной активности кислорода в жидкой стали. Полученные результаты представлены в табл. 1 и на рисунке.

Из табл. 1 следует, что при активности кислорода в жидкой стали $a_{[\text{O}]} = 0,0003$ % суммарное содержание оксидов железа и марганца $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ составляет 2,5 – 3,2 % при изменении содержания марганца в пределах 11,5 – 15,0 %. При активности кислорода $a_{[\text{O}]} = 0,0005$ % $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ возрастает с 4,2 до 5,4 % при увеличении содержания марганца в стали с 11,5 до 15 %. При более высокой активности кислорода $a_{[\text{O}]} = 0,0007 - 0,0009$ % в тех же условиях

Таблица 1

Влияние марганца на изменение $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ при различной активности кислорода в жидкой стали 110Г13Л

Активность кислорода $a_{[\text{O}]}$, %	Расчетные значения $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$, %, при содержании марганца [Mn], %				
	11,5	12,0	13,0	14,0	15,0
0,0003	2,49	2,60	2,81	3,02	3,23
0,0005	4,15	4,33	4,68	5,04	5,39
0,0007	5,82	6,06	6,56	7,05	7,55
0,0009	7,48	7,79	8,43	9,07	9,70



Влияние активности кислорода в стали на $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ в шлаке при различном содержании в ней марганца:

1, 2 – содержание марганца в стали 11,5 и 15,0 % соответственно

$\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ возрастает соответственно до 5,8 – 7,6 и 7,5 – 9,7 %.

Из рисунка следует, что основное влияние на величину $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ оказывает активность кислорода $a_{[\text{O}]}$: влияние марганца возрастает по мере увеличения активности кислорода, но во всем диапазоне изменения содержания марганца в стали (от 11,5 до 15,0 %) роль активности кислорода является преобладающей. Поэтому определение $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ по измеренным значениям активности кислорода $a_{[\text{O}]}$ с использованием соотношения (16) обеспечивает высокую надежность получаемых результатов.

При этом при выплавке стали методом окисления условие [2] $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO}) \leq 4,5$ % достигается при активности кислорода $a_{[\text{O}]} \leq (4,1 - 5,5) \cdot 10^{-4}$ %, где нижнее и верхнее значения получаются при содер-

жании марганца в стали соответственно на верхнем (15,0 %) и нижнем (11,5 %) пределах. При выплавке стали методом переплава и сплавления условие [2] $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO}) \leq 6$ % в тех же условиях достигается при $a_{[\text{O}]} \leq (5,5 - 7,2) \cdot 10^{-4}$ %.

Для повышения точности прогноза следует учесть фактическое содержание марганца в стали. Но этот фактор не лимитирует процесс, поскольку содержание марганца в жидкой стали в конце плавки всегда известно в виду периодического его контроля. Поэтому, чтобы оперативно определить $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$, будет достаточно измерить активность кислорода. Такая возможность имеется, если использовать устройство УКОС [5] с датчиком электрохимического элемента из твердого электролита ZrO_2 , стабилизированного Y_2O_3 и электродом сравнения $\text{Mo} - \text{MoO}_2$. При погружении датчика в жидкую сталь в нем вырабатывается ЭДС (E, мВ), величина которой когерентна активности кислорода в расплаве:

$$\lg a_{[\text{O}]} = 2,685 - (10,087E + 5660)/T, \quad (17)$$

где T – температура жидкой стали, К.

Изложенную концепцию опробовали в условиях литейно-механического цеха АО «Алюминий Казахстана», где плавку стали 110Г13Л осуществляют в 6-т дуговых печах с основной футеровкой. Для оптимизации технологии доводки плавки в печи и ковшовой обработки стали на предприятии внедрили в эксплуатацию систему экспрессного контроля активности кислорода в жидкой стали. Вычисленное по соотношению (17) значение активности кислорода $a_{[\text{O}]}(\%)$ выводили на прибор «Сталь-4-RS-232».

Результаты промышленных испытаний приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты анализа состава металла и шлака, измерения активности кислорода в жидкой стали $a_{[\text{O}]}$ и расчетной оценки $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$

Номер плавки	Результаты измерения $a_{[\text{O}]}$, %	Результаты анализа		$\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})_{\text{расч}}$, %	$\Delta \Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$, %
		[% Mn], %	$\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})_{\text{эксп}}$, %		
217	0,0004	11,5	3,44	3,34	2,91
123	0,0004	11,9	3,71	3,44	7,28
141	0,0004	12,0	3,71	3,50	5,66
206	0,0004	12,4	3,83	3,58	6,53
228	0,0005	11,3	4,44	4,11	7,43
197	0,0006	12,1	5,44	5,19	4,60
142	0,0006	12,5	5,65	5,39	4,60
128	0,0006	13,1	5,85	5,63	3,76
225	0,0007	11,8	6,05	5,88	2,81
116	0,0007	12,1	6,26	6,14	1,92
196	0,0007	12,7	6,54	6,35	2,91

Анализ полученных результатов показывает, что расчетные данные весьма близки к экспериментальным. Произведена оценка среднего отклонения расчетных и экспериментальных результатов по соотношению

$$\Delta \Sigma(\text{FeO} + \text{MnO}) = \{ \Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})_{\text{эксп}} - \Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})_{\text{расч}} \} 100 / \Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})_{\text{эксп}}$$

Среднее отклонение их составляет 4,6 %. Это свидетельствует о высокой надежности метода прогнозирования $\Sigma(\text{FeO} + \text{MnO})$ по данным измерения активности кислорода $a_{[\text{O}]}$.

Выводы. Показана возможность экспрессной оценки суммарного содержания $(\text{FeO} + \text{MnO})$ в шлаке по данным измерения активности кислорода в жидкой стали 110Г13Л. Метод апробирован в промышленных

условиях и показал высокую надежность результатов прогнозирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Давыдов Н.Г., Ситнов В.В. Свойства, производство и применение высокомарганцевой стали. – М.: Машиностроение, 1996. – 232 с.
2. Житнов С.П., Давыдов Н.Г., Братчиков С.Г. Высокомарганцевые стали. – М.: Metallurgia, 1995. – 302 с.
3. Теоретические основы сталеплавильных процессов / Айзатулов Р.С., Харлашин П.С., Протопопов Е.В., Назюта Л.Ю. – М.: МИСиС. 2002. – 320 с.
4. Григорян В.А., Белянчиков Л.Н., Стомахин А.Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Metallurgia. 1987. – 272 с.
5. Кислородные зонды в сталеплавильном производстве / Лузгин В.П., Зинковский И.В., Покидышев В.В. и др. – М.: Metallurgia, 1989. – 144 с.

© 2012 г. Э.Б. Тен, Е.Ю. Лихолобов
Поступила 17 ноября 2011 г.

УДК 621.73

В.А. Осадчий, Ю.Ю. Костюхин, А.В. Бузинов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

РАСЧЕТ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПОЛОСЫ В КЛЕТИ ПРОФИЛЕГИБОЧНОГО СТАНА МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Наметилась устойчивая тенденция к применению все большего количества гнутых металлических профилей, особенно в строительной индустрии. Увеличились не только объемы их производства, но и существенно расширился сортамент.

Следствием популярности гнутых профилей, а так же относительной простоты некоторых моделей профилегибочных станков, является тенденция к установке линий производства на предприятиях, специализация которых не связана с металлургией. Фирме, у которой возникла потребность в широкой номенклатуре этих изделий, но объем производства не позволяет заказывать большие партии, бывает выгоднее построить собственную линию производства, чем покупать много мелких партий у внешних поставщиков.

Таким образом, особенно актуальным становится вопрос создания средств, облегчающих проектирование оборудования для производства гнутых профилей, в частности профилегибочных прокатных станков. Большинство таких средств частично автоматизируют расчеты различных характеристик процесса, что часто негативно сказывается на надежности полученных результатов – большинство используемых методик и формул получены эмпирически, а это влечет за собой необходимость постоянного экспертного контроля обрабатываемой информации.

Для автоматизации и этой функции необходимо создать систему, которая будет либо постоянно оценивать работу существующего проектирующего приложения, либо на высоком уровне моделировать уже спроектированный процесс.

Для моделирования формоизменения полосы в процессе прокатки самым мощным инструментом на данный момент является метод конечных элементов. Его можно использовать различными способами.

Стоит отметить, что этот метод, как и большинство других численных методов, практически не совместим с ручными расчетами. Трудоемкость решаемых задач определяется, в лучшем случае, системой из сотен линейных уравнений. Часто число уравнений можно снизить за счет внесения в их формирование элементарных дифференциальных преобразований, но это ведет к увеличению сложности их получения.

Для удобства использования МКЭ создано множество программ с открытым кодом, макросов для использования в приложениях уровня Math Lab, а так же узко ориентированных на решение определенного круга задач систем (например моделирование поведения электромагнитного поля или моделирование процессов течения в металлах при прессовании).

Многие из существующих систем представляют большой интерес и могут послужить исходной точкой

для создания системы, направленной на моделирование прокатки гнутых профилей, но на данный момент ни одна из них в полной мере не может отразить процесс пластической деформации в тонком листе металла.

В результате анализа рынка программных продуктов было принято решение создать собственный программный модуль. Главными аргументами в пользу этого является возможность интеграции его с существующей системой автоматизированного проектирования, а так же возможность точно контролировать допустимый уровень упрощений – достоверность и точность получаемой информации, а так же время выполнения расчетов.

Было несколько принципиальных моментов при постановке задачи. Во-первых, планировалось использовать элементы разных типов в различных зонах исследования: в местах изгиба с маленькими радиусами это должны были стать трехмерные (тетраэдральные) конечные элементы, так как там деформации велики и направлены не только на изгиб, а значит, теория пластин не пригодна; для полок профиля планировалось использовать пластинчатые элементы, что в значительной степени снизило бы разрядность задачи, сложность и время вычислений. Во-вторых, нужно было создать систему граничных условий, наилучшим образом соответствующую энергосиловым параметрам именно процесса профилирования листа валками – правильно учесть контакт пластичного тела полосы с условно-твердым телом валков, а также трение и пластичность.

На данном этапе расчет проводился пошаговым методом исключительно для трехмерных конечных элементов (неудобно считать «широкие» профили).

При разработке алгоритма для упрощения задачи был сделан ряд допущений, в значительной мере не сказывающихся на точности результатов расчета.

1. Принята гипотеза плоских сечений, введенная швейцарским ученым Д. Бернулли, гласящая, что плоские сечения до деформации остаются плоскими и после деформации. Эту гипотезу можно рассматривать как экспериментальный факт, наблюдаемый, например, при нанесении прямоугольной сетки на резиновый стержень. При изгибе такого стержня продольные линии искривляются, в то время как поперечные линии остаются прямыми. В рассматриваемом случае гипотеза относится к смещению точек вдоль длины листа – считаем, что заготовка в продольном направлении не растягивается.
2. Очаг деформации начинается в месте прекращения контакта заготовки с линейками и заканчивается после осевой плоскости валков.
3. В расчетах не учитывается утонение профиля в местах изгиба, толщина металла остается постоянной.
4. Не учитывается упрочнение металла, вызванное наклепом вследствие пластической деформации. Упрочнение не принципиально, так как наибольший интерес представляет поведение полосы при неустановившемся процессе, который в основном проходит при упругих деформациях.
5. Не учитываются объемные силы, такие как сила тяжести, так как их влияние пренебрежительно мало по сравнению с действующими на полосу со стороны валков нагрузками.

Схема алгоритма расчета представлена на рис. 1.



Рис. 1. Схема алгоритм расчета формоизменения полосы МКЭ

Интерес представляют граничные условия. Характеристиками точности расчета являются количество разбиений листа по ширине и длине и количество шагов, на которые будет делиться очаг деформации для получения данных о динамике формоизменения при неустановившемся процессе. Разделение на шаги изображено на рис. 2.

Данные о геометрии валков – это расстояния от оси нижнего валка до соответствующих узловых точек на его поверхности. Каждой точке посвящена отдельная строка. Разбиение вала на n точек представлено на рис. 3.

В случае прокатки гнутых профилей в качестве граничных условий можно использовать заданные смещения узловых точек, контактирующих с валками.

Так же возможен вариант использования в качестве граничных условий сил, действующих на полосу со стороны валков, но это представляется не рациональным в связи с тем, что математический аппарат для определения этих сил проработан недостаточно, а сама идея использования метода конечных элементов для

реализации данного расчета направлена на уточнение данных, полученных исходя из эмпирических формул, сходных с теми, что определяют силы, действующие на металл в очаге деформации.

Итак, выбрав в качестве граничных условий заданные смещения контактирующих с валками точек, сталкиваемся с проблемой определения критерия прилегания полосы к валкам.

Однозначно можно утверждать только то, что с валками контактируют точки, находящиеся напротив выступающих элементов валков, как представлено на рис. 4.

Приходится допустить, что металл по ширине растягивается пренебрежительно мало, а скольжения его вдоль валков не происходит. Тогда точками контакта будут являться все точки, находящиеся между вершиной и точкой валка, которую можно соединить наиболее длинным прямым отрезком, не проходящим сквозь валок, с точкой другого валка.

Для выбранных узловых точек, исходя из геометрии, можно определить смещения вдоль оси Z относительно плоскости XU .

Узловые точки, находящиеся на дальней от валков кромке листа, имеет смысл считать неподвижными, так как деформация на такое расстояние практически не может распространиться, а так же благодаря линейкам, удерживающим полосу. Таким образом, все три компонента смещения узловых точек на дальней кромке принимаем равными нулю.

В результате получаем полный набор данных о смещениях в некоторых точках. При этом неизвестны внешние силы, действующие в этих точках на металл со стороны валка.

С другой стороны, остальные точки с валками не контактируют, следовательно внешние силы, действующие на них, равны нулю.

Основное выражение метода конечных элементов можно записать в следующем виде:

$$[K] \cdot \{\delta\} = \{F\},$$

где $[K]$ – глобальная матрица жесткости; $\{\delta\}$ – вектор смещений узловых точек; $\{F\}$ – вектор внешних сил, действующих на узловые точки.

На данном этапе уже определены смещения в некоторых узловых точках и силы, действующие в других.

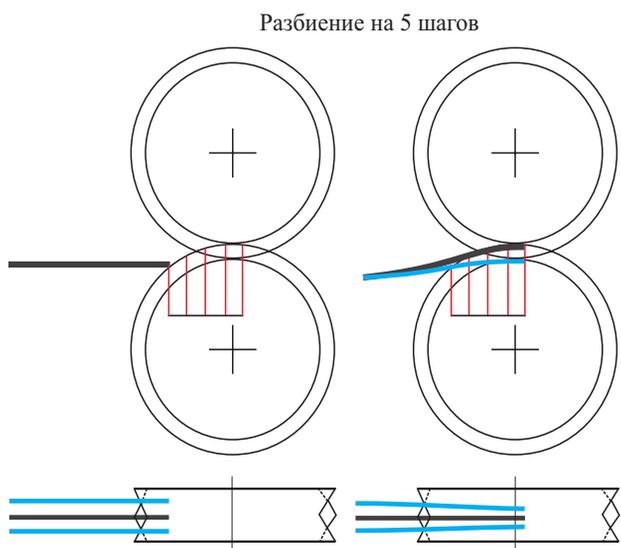


Рис. 2. Разбиение процесса на шаги

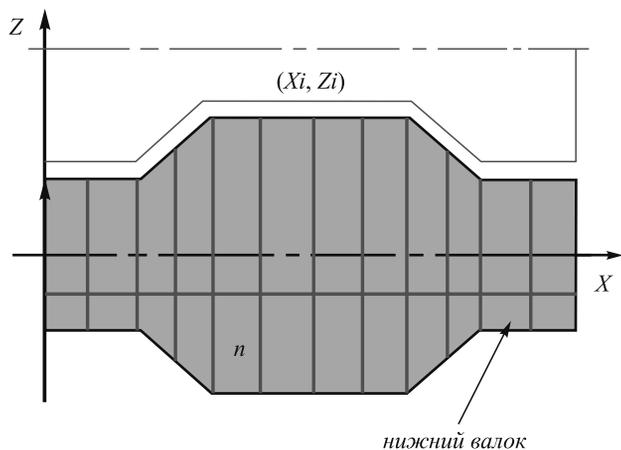


Рис. 3. Разбиение вала на n точек

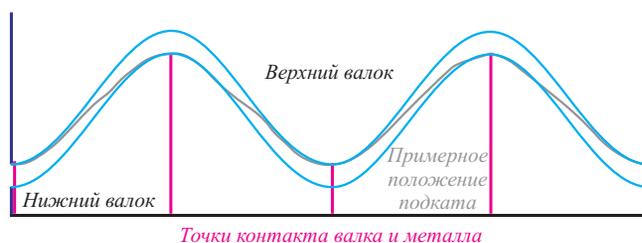


Рис. 4. Точки контакта металла с валками

Это обеспечивает сходимость системы. Матрицу жесткости нужно переопределять на каждом шаге в зависимости от изменения характеристик материала, связанных с пластичностью и изменения геометрии системы, связанного с движением полосы вдоль очага деформации. В остальном глобальная матрица жесткости строится стандартным для метода способом – собирается из матриц конечных элементов, которые в свою очередь получаются из градиентных (отражает геометрию тела) и упругих (отражает механические свойства материала) матриц. Здесь умышленно опущены детальные сведения по созданию матриц жесткости – их можно почерпнуть в любом классическом учебнике по методу конечных элементов.

Последовательное решение таких систем уравнений дает множество массивов смещения узловых точек полосы.

В результате составления программы, выполняющей расчет по приведенному алгоритму, были получены удовлетворительные результаты для профилей из заготовок с большой толщиной по отношению к ширине.

Например, одно из сечений корытообразного профиля построено по точкам с помощью модуля построения графиков Microsoft Excel. Построение представлено на рис. 5.

Аналогичные расчеты были выполнены в Deform и для первых клеток. Результаты смещений сходились, но накопленная ошибка привела к сбоям на последних клетях. На рис. 6 представлен последний предшествовавший критической ошибке шаг в Deform.

Итак, для решения проблемы проверки калибровок, полученных системой автоматизированного проектирования, могут быть использованы различные средства. Прежде чем приступить к созданию самостоятельной программы, были проведены работы с рядом существующих приложений: Deform, Solid Works, Ansys (Ls-Dyna). Каждое из вышеназванных приложений было признано малоприспособным по различным причинам.

Модуль Simulation, отвечающий за решения конечно элементных задач в Solid Works, ориентирован на прочностные расчеты и показывает низкий уровень сходимости в задачах пластической деформации. Так же все расчеты, сопряженные с пластичностью, выполняются крайне долго из-за полного отсутствия упрощений пос-

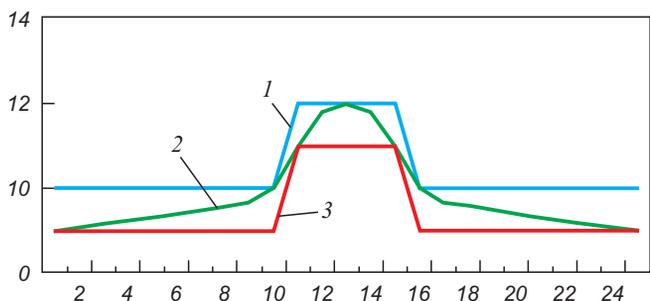


Рис. 5. Построение третьего сечения первого шага: 1 – верхний валок; 2 – полоса; 3 – нижний валок

тановки задачи. С другой стороны, он поддерживает постановку задачи для плоских элементов (листовой материал). Так же Solid Works – очень удобная программа для задания геометрии системы.

Ansys – система более универсальная. Это логично, так как она в отличие от Solid Works, ориентирована именно на конечно элементные задачи, однако имеет крайне не дружелюбный интерфейс, а так же, зачастую, излишне требовательна при постановке задачи. Попытки ее использования в качестве препроцессора к системе Ls-Dyna увенчались провалом. При проверке конкретных калибровок главной проблемой стала невозможность в должной степени учесть трение, образующееся в процессе прокатки.

Deform – программа, ориентированная на металлургию. С одной стороны она обладает недружелюбным интерфейсом (например, не поддерживает латинских символов в именах файлов и адресах директорий), с другой стороны относительно проста в освоении. Эту программу можно использовать для выполнения расчетов прокатки, но только в случае небольшого количества клеток и небольшой ширины полосы по отношению к ее толщине. Deform поддерживает только объемные конечные элементы, что делает невозможным снижение разрядности задачи за счет упрощений, связанных с теорией пластин, либо другими типами плоских конечных элементов. Таким образом, расчет «широких» профилей в Deform может занимать длительное время

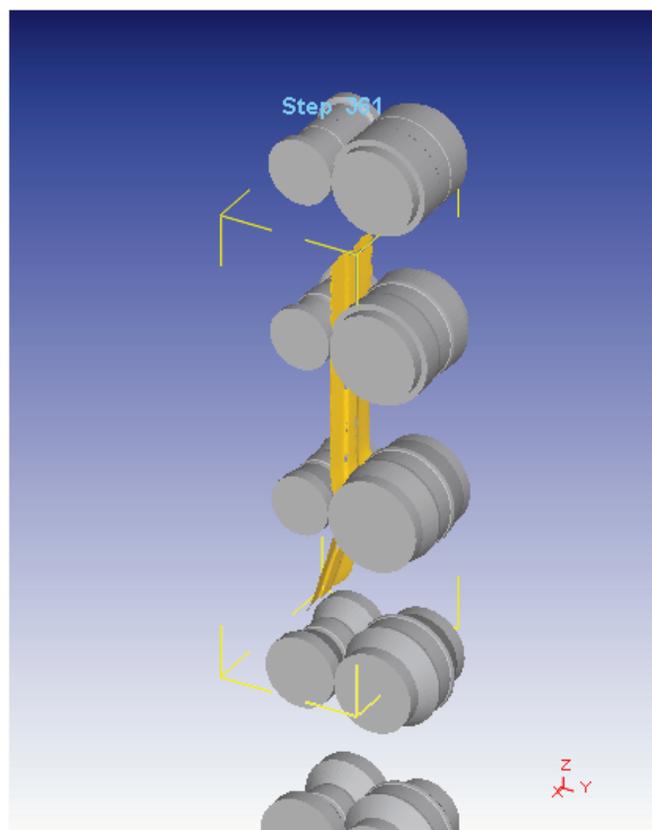


Рис. 6. Модель в Deform

(в рассматриваемом случае для одного из профилей больше месяца). При попытке снизить разрядность задачи за счет снижения точности – плотности разбивки есть существенный риск перехода накопленных деформаций за предел прочности в особо деформируемых элементах. Программа считает их разрушенными и это нарушает достоверность получаемой в ходе ее работы информации.

Таким образом, вопрос моделирования процесса прокатки гнутых профилей, несмотря на наличие широкого круга программных продуктов, ориентированных на метод конечных элементов, остается открытым. Разработка собственного алгоритма и программной надстройки является зачастую оптимальным решением.

УДК 536.24

Е.В. Попов, Г.М. Дружинин

Уральский федеральный университет

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ НА НАГРЕВ ЗАГОТОВОК В ПЕЧАХ

Для фазовых превращений, имеющих место в металле во время нагрева заготовки в высокотемпературных печах, характерно скачкообразное изменение энтальпии. Теплоемкость при этом также испытывает скачок, сопровождающийся резким максимумом. Причем теплоемкость низкотемпературной фазы, как правило больше теплоемкости высокотемпературной фазы.

Согласно В.А. Маковскому [1], зависимость истинной теплоемкости от температуры, рассчитанная по формуле

$$c(t) = c_0 + a_1 \left(\frac{t}{1000} \right)^n + a_2 e^{-a_3(t-t_0)}, \quad (1)$$

где t – текущая температура стали, °С; c_0, a_1, a_2, a_3, t_0 – постоянные, зависящие от группы марки стали, характеризуется кривой с одним четко фиксированным максимумом.

Однако для стали с повышенным содержанием хрома график температурной зависимости коэффициента теплоемкости характеризуется наличием двух, а то и трех экстремумов. В этом случае для определения истинной теплоемкости стали различного химического состава при наличии n -го количества фазовых превращений рекомендуется пользоваться уравнением [2]

$$c(T) = c_0 + \sum_{i=1}^n \frac{m_i L_i}{\Delta T_i} \exp \left[-a_i^2 \left(\frac{T_{i0} - T}{T_{i0} - T_{i1}} \right)^2 \right], \quad (2)$$

где T_1 и T_0 – температура начала и окончания фазовых

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Производство гнутых профилей. Оборудование и технология. / И.С. Тришевский, А.Б. Юрченко, В.С. Марьин и др. – М.: Металлургия, 1982. – 384 с.
2. Че к м а р е в А.П., К а л у ж с к и й В.Б. Гнутые профили проката. – М.: Металлургия, 1974. – 264 с.
3. Интернет-приложение для проектирования оснастки и оборудования при производстве гнутых профилей проката / В.А. Осадчий, А.О. Овсянников, О.Ю. Герман и др. // Тр. Седьмого конгресса прокатчиков. Т. 2. – М., 15 – 18 октября 2007 г. МОО «Объединение прокатчиков». Корпорация производителей черных металлов. 2007. С. 448 – 450.

© 2012 г. В.А. Осадчий, Ю.Ю. Костюхин, А.В. Бузинов

Поступила 7 ноября 2011 г.

превращений соответственно, °С; c_0 – теплоемкость стали при отсутствии фазовых превращений, Дж/кг·°С; L_i – теплота эвтектоидного превращения, кДж/кг; m_i, a_i – константы, зависящие от функции ошибок [2]; T – текущая температура в рассматриваемых точках, К.

В результате решения уравнения (2) с использованием справочных данных [3, 4] были получены зависимости теплоемкости стали: углеродистой У8, аустенитной 1Х18Н9Т и нержавеющей 2Х13. На рис. 1 видны значительные различия в функциях теплоемкости данных марок стали от температуры. Обращает на себя внима-

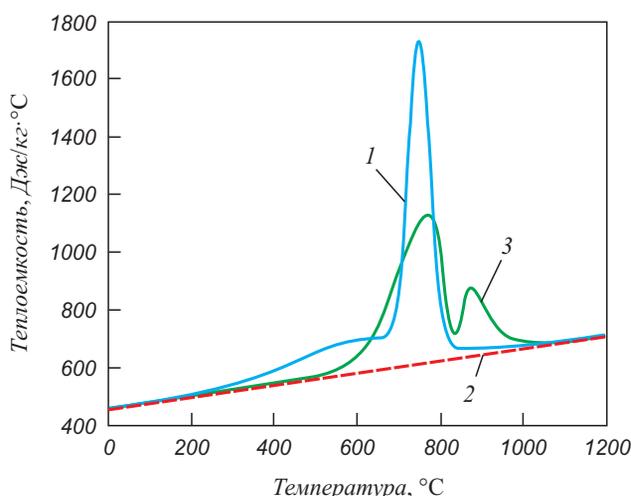


Рис. 1. Зависимость теплоемкости от температуры для различных марок стали: 1 – У8; 2 – 1Х18Н9Т; 3 – 2Х13

ние отсутствие резкого скачка значения теплоемкости для стали 1X18H9T, что можно объяснить отсутствием у этой стали фазовых превращений в рассматриваемом диапазоне температур. У стали 2X13 наблюдается сразу два экстремума теплоемкости – первый в интервале 650 – 800 °С и второй – 800 – 900 °С.

Также важным теплофизическим свойством стали при нагреве является теплопроводность, зависимость которой от температуры имеет вид [2]

$$\lambda(T) = (\lambda_0 - \lambda_1) \{ [1 - \sin^3(K_L \theta_1)] + \lambda_1 \} \text{ при } T < T_{m1}; \quad (3)$$

$$\lambda(T) = (\lambda_2 - \lambda_1) \{ [1 - \exp(-5\theta_2^2)] + \lambda_1 \} \text{ при } T \geq T_{m1}, \quad (4)$$

где λ_0 и λ_1 – максимальное и минимальное значение теплопроводности стали, соответственно, Вт/м²·К; T_{m1} – температура экстремального значения теплопроводности, К;

$$\theta_1 = (T - T_{m0}) / (T_{m1} - T_{m0}); \quad \theta_2 = (T - T_{m1}) / (T_{m2} - T_{m1}).$$

На рис. 2 представлены расчеты зависимости теплопроводности стали У8, 1X18H9T и 2X13 от температуры. Видна значительная разница в тенденции развития функции теплопроводности при нагреве металла различного химического состава.

Используя вышеприведенные уравнения, были выполнены расчеты нагрева блюмов толщиной 100 мм рассматриваемых марок стали в методической толкательной печи с нижним отоплением в первых двух зонах.

Для расчетов были приняты три точки по сечению блюма: 1 – 10 мм от верхней поверхности блюма; 2 – середина блюма; 3 – 10 мм от нижней поверхности блюма.

Учет граничных условий второго рода производился по уравнению

$$n(k\nabla T) = \alpha(T_{cp} - T) + \sigma(T_{cp}^4 - T^4), \quad (5)$$

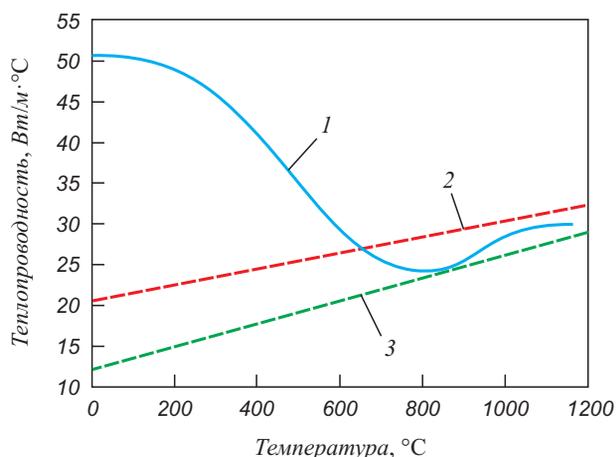


Рис. 2. Зависимость теплопроводности от температуры для различных марок стали: 1 – У8; 2 – 1X18H9T; 3 – 2X13

где α – коэффициент теплоотдачи конвекцией, Вт/м²·К; σ – коэффициент излучения на металл, Вт/м²·К⁴; T_{cp} – температура греющей среды, К.

Плотность стали была принята как величина, независящая от температуры и равная $\rho = 7850$ кг/м³.

Расчет температуры блюма производился по формуле

$$\rho C_m T' - \nabla(\lambda_m \nabla T) = \alpha(T_{cp} - T) + \sigma(T_{cp}^4 - T^4), \quad (6)$$

где C_m – теплоемкость металла, Дж/кг·К; λ_m – теплопроводность металла, Вт/м²·К.

В результате расчетов нагрева блюмов всех рассматриваемых выше марок стали при помощи пакета программ Femlab и используемых уравнений (для функций теплоемкости и теплопроводности от температуры заготовки) получены зависимости распределения температуры по сечению заготовки в процессе ее прохождения по печи.

На рис. 3 – 5 приведены графики нагрева заготовок из стали У8, 1X18H9T и 2X13.

Как видно, поверхность заготовки из аустенитной стали в первых двух зонах печи нагревается значитель-

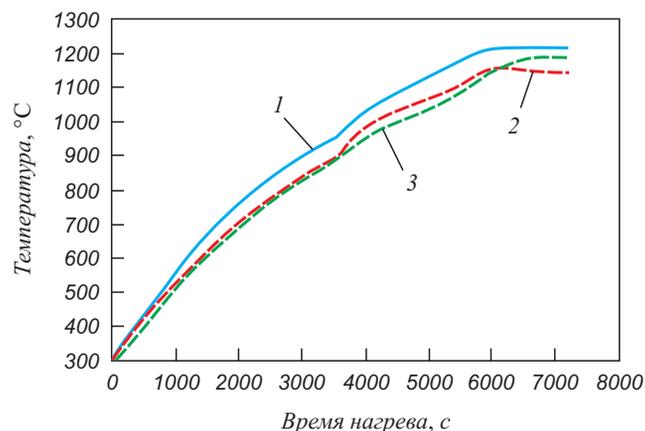


Рис. 3. Температура блюма марки У8 при нагреве в методической печи: 1 – точка 1; 2 – точка 2; 3 – точка 3

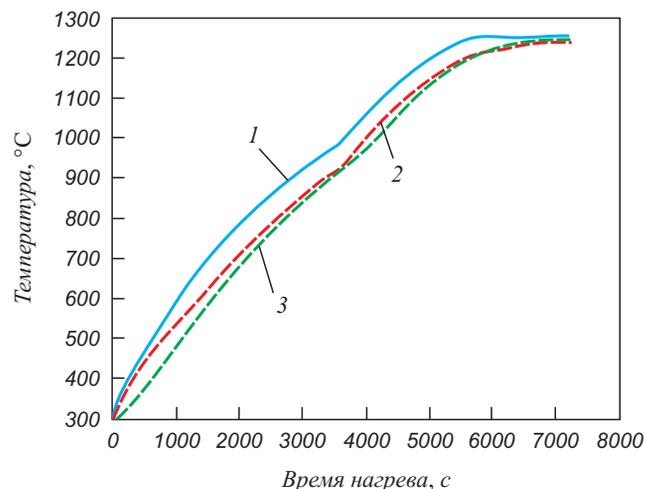


Рис. 4. Температура блюма марки 1X18H9T при нагреве в методической печи: 1 – точка 1; 2 – точка 2; 3 – точка 3

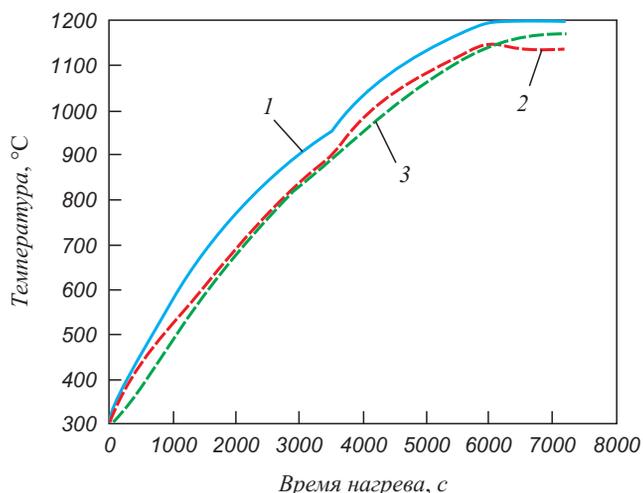


Рис. 5. Температура бляма марки 2X13 при нагреве в методической печи:
1 – точка 1; 2 – точка 2; 3 – точка 3

но быстрее, а перепад температур по сечению достигает значений 130 – 140 °С, в то время как разница температур по сечению заготовки 2X13 не превышает 100 °С за все время нагрева. Нагрев углеродистой стали проходит несколько медленнее чем аустенитной, однако более равномерно, благодаря чему в начале печи перепад температур по сечению составляет 50 – 60 °С.

Кроме того, отличительной особенностью нагрева заготовок рассматриваемых марок стали является перепад температур между серединой и поверхностью по завершении прохождения их по методической печи. У аустенитной стали 1X18Н9Т, которой не свойственны фазовые превращения в процессе нагрева, перепад температур в конце печи составляет всего 10 – 15 °С. В то же время при идентичном режиме нагрева таких же заготовок из стали У8 и 2X13 перепад температур достигает 70 – 80 °С.

Для подтверждения факта заметного влияния теплофизических свойств различных марок стали на динамику нагрева были проведены расчеты для более тонких заготовок. На рис. 6 приведен график измене-

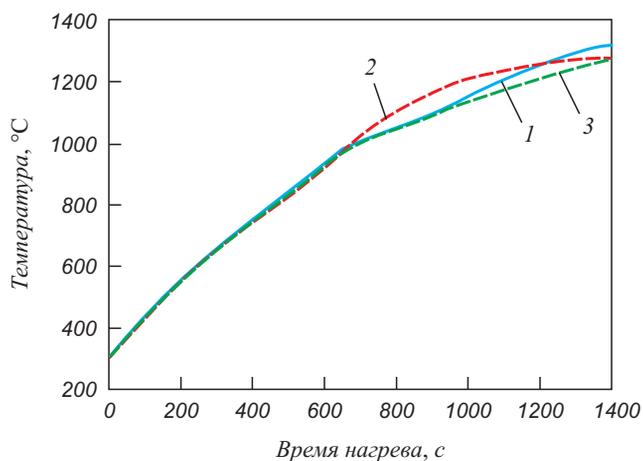


Рис. 6. Температура в центре бляма при нагреве в методической печи:
1 – У8; 2 – 1X18Н9Т; 3 – 2X13

ния температуры центра бляма толщиной 20 мм тех же марок стали.

Видно, что при нагреве более тонких заготовок влияние теплофизических свойств заметно уменьшается – кривые изменения температуры центра заготовок по длине печи из различных марок стали практически идентичны. Однако стоит отметить, что в области фазовых превращений 950 – 1050 °С, которые в данном случае имеют место у углеродистой стали У8 и хромистой 2X13, скорость нагрева уменьшается (см. рис. 6).

Помимо этого были проведены аналогичные расчеты нагрева заготовки для хромокремнистой стали мартенситного класса 40X10C2M, функция теплоемкости которой от температуры характеризуется двумя ярко выраженными экстремумами (рис. 7).

Для демонстрации необходимости учета всех экстремумов функции теплоемкости металла от температуры был произведен расчет нагрева бляма толщиной 200 мм в методической печи.

На рис. 8 показаны графики нагрева поверхности и центра заготовки для двух случаев, где: 1 – температура центра слитка с учетом только перлитного фазового превращения; 1а – температура поверхности слит-

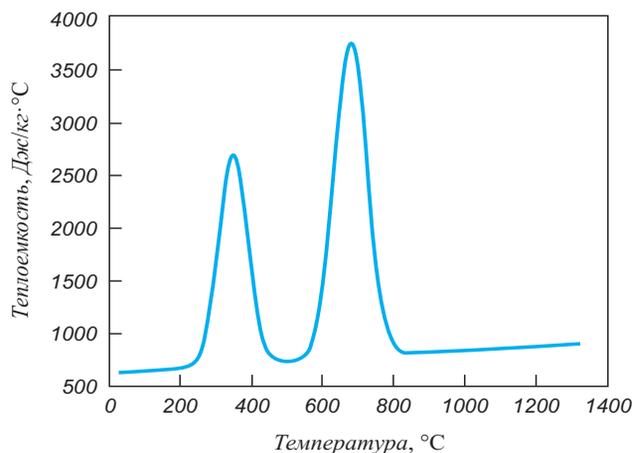


Рис. 7. Зависимость теплоемкости стали 40X10C2M от температуры

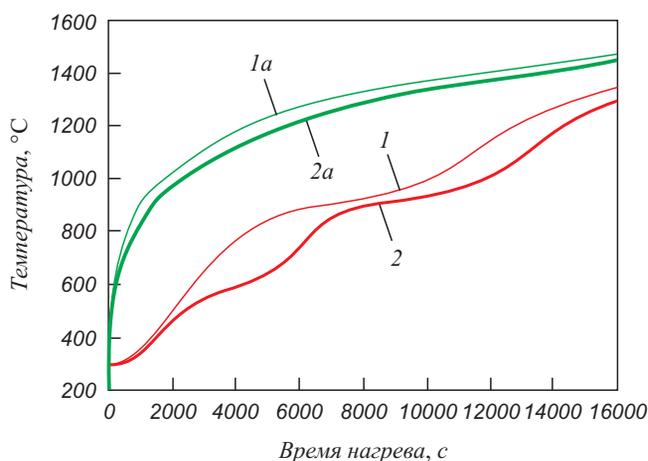


Рис. 8. Температура блямов марки 40X10C2M при нагреве в методической печи

ка с учетом только перлитного фазового превращения; 2 – температура центра слитка с учетом перлитного и мартенситного фазовых превращений; $2a$ – температура поверхности слитка с учетом перлитного и мартенситного фазовых превращений.

Установлено значительное различие в характере нагрева слитка при двух вариантах учета теплоемкости – разница температур в центре достигает 100 °С.

Полученные результаты показывают необходимость учета при расчетных исследованиях динамики нагрева заготовок зависимостей теплофизических свойств стали, таких как теплоемкость и теплопроводность, от температуры. Особенно это необходимо при нагреве термически толстых заготовок из легированных марок стали.

УДК 539.374.001.8.621.7 – 111

В.В. Чигиринский

Запорожский национальный технический университет (Украина)

АНАЛИТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МОДЕЛИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ СРЕДЫ

В работах [1 – 3] показано замкнутое решение плоской задачи теории пластичности. При решении ряда теоретических и практических задач возникает необходимость исследования распределения напряжения текучести по объему очага деформации в зависимости от ряда технологических факторов.

Постановка задачи для простой и сложной пластической среды показана в работах [1 – 3]. В конечном счете, она сводится к трем неоднородным дифференциальным уравнениям гиперболического типа

$$\frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial y^2} = 2 \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \sqrt{k^2 - \tau_{xy}^2};$$

$$\frac{\partial^2 \xi_x}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \xi_x}{\partial x^2} = 2 \frac{\partial^2}{\partial y \partial x} \frac{1}{F_1} \xi_x; \quad \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial x^2} = 2 \frac{\partial^2}{\partial y \partial x} \frac{1}{F_2} \varepsilon_x. \quad (1)$$

Решение задачи для сложной среды довольно подробно представлено в работах [1 – 3]. Для напряжений имеем

$$T_i = k = C_\sigma \exp(-A'_1 \theta) \exp(-A'_2 \theta) \exp(-A'_3 \theta); \quad (2)$$

$$\tau_{xy} = C_\sigma \exp(-A'_1 \theta) \exp(-A'_2 \theta) \exp(-A'_3 \theta) \sin(A\Phi); \quad (3)$$

$$\sigma_x = C_\sigma \exp(-A'_1 \theta) \exp(-A'_2 \theta) \exp(-A'_3 \theta) \cos(A\Phi) + \sigma_0 + f(y) + C; \quad (4)$$

$$\sigma_y = -C_\sigma \exp(-A'_1 \theta) \exp(-A'_2 \theta) \exp(-A'_3 \theta) \cos(A\Phi) + \sigma_0 + f(x) + C \quad (5)$$

при $\theta'_x = (\theta'_1)_x + (\theta'_2)_x + (\theta'_3)_x = -A\Phi_y$;

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Маковский В.А. // Сталь. 1961. № 1. С. 88.
2. Тимошпольский В.И., Самойлович Ю.А. Теоретические основы обработки стали в трубопрокатном производстве. – Минск: Белорусская книга, 2005. – 303 с.
3. Неймарк Б.Е. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справочник – М.: Энергия, 1967. – 239 с.
4. Люстерник В.Е. // Физика металлов и металловедение. 1961. Т. 11. № 3. С. 368 – 374.
5. Гусовский В.А., Лишниц А.Е. Методики расчета нагревательных и термических печей – М.: Теплотехник, 2004. – 628 с.
6. Шмыков А.А. Справочник термиста. – М.: МашГиз, 1961. – 390 с.

© 2012 г. *Е.В. Попов, Г.М. Дружинин*
Поступила 10 ноября 2011 г.

$$\theta'_y = (\theta'_1)_y + (\theta'_2)_y + (\theta'_3)_y = A\Phi_x.$$

Для скоростей деформаций и деформаций

$$\xi_x = -\xi_y = C_\xi \exp \theta''_1 \cos B_1 \Phi = C_\xi \exp(-B_1 \theta) \cos B_1 \Phi; \quad (6)$$

$$\gamma'_{xy} = 2C_\xi \exp \theta'_1 \sin B_1 \Phi = 2C_\xi \exp(-B_1 \theta) \sin B_1 \Phi; \quad (7)$$

$$H_i = 2C_\xi \exp \theta''_1 = 2C_\xi \exp(-B_1 \theta) \quad (8)$$

и

$$\varepsilon_x = -\varepsilon_y = C_\varepsilon \exp \theta''_2 \cos B_2 \Phi = C_\varepsilon \exp(-B_2 \theta) \cos B_2 \Phi; \quad (9)$$

$$\gamma_{xy} = 2C_\varepsilon \exp \theta''_2 \sin B_2 \Phi = 2C_\varepsilon \exp(-B_2 \theta) \sin B_2 \Phi; \quad (10)$$

$$G_i = 2C_\varepsilon \exp \theta''_2 = 2C_\varepsilon \exp(-B_2 \theta) \quad (11)$$

при $(\theta''_1)_y = B_1 \Phi_x$, $(\theta''_1)_x = -B_1 \Phi_y$, $(\theta''_2)_y = B_2 \Phi_x$, $(\theta''_2)_x = -B_2 \Phi_y$.

Последние соотношения Коши-Римана для напряжений, скоростей деформаций и деформаций в выражениях (2 – 11) показывают, что функции $A\Phi$ и θ должны быть гармоническими и могут быть использованы для дальнейшего анализа.

Для решения температурной задачи вводятся в рассмотрение те же блоки функций, как и для уравнений (2 – 11), тогда

$$T = C_T \exp(\theta''_3) (\sin B_3 \Phi + \cos B_3 \Phi), \quad (12)$$

при этом $\theta''_3 = -B_3 \theta$.

Интенсивности и температура параметрически заданы от одинаковых координатных функций. Подставляя в выражение для сопротивления деформации $k = T_i$, получим

$$k = C'_\sigma (2C_{\sigma_1} C_\xi)^{m_1} (2C_{\sigma_2} C_\varepsilon)^{m_2} \times (C_{\sigma_3} C_T)^{m_3} (H_i)^{m_1} (\Gamma_i)^{m_2} (T)^{m_3} \quad (13)$$

при $T = C_T \exp(\theta_3'') \cos B_3 \Phi$, где $m_1 = \frac{A'_1}{B_1}$; $m_2 = \frac{A'_2}{B_2}$; $m_3 = \frac{A'_3}{B_3}$.

Выражение (13) в сравнении с (2) расширяет возможности расчета и анализа напряженно-деформированного состояния для сложной пластической среды.

Для реальной пластической среды постановка задачи аналогична представленной выше [уравнение (1)].

Воспользуемся выражением (2). Для реальной среды решение для k ищем в виде [4]

$$k = C_\sigma (H_i)^{m_1} (\Gamma_i)^{m_2} (T)^{m_3} \exp \theta_4'. \quad (14)$$

Температура определяется зависимостью (12) и может иметь несколько измененный вид

$$T = \exp(\theta_3'') (C'_T \sin B_3 \Phi + C''_T \cos B_3 \Phi). \quad (15)$$

Отличие уравнения (15) в сравнении с (12) заключается в том, что вместо постоянной величины C_T вводятся две постоянные C'_T и C''_T . Выражение для k получим после преобразований

$$k = C_\sigma (H_i)^{\frac{A'_1}{B_1}} (\Gamma_i)^{\frac{A'_2}{B_2}} (T)^{\frac{A'_3}{B_3}} \exp \theta_4',$$

где C_σ – постоянная величина, куда вошли значения C_ξ , C_ε . При этом имеем $k = C_\sigma (H_i)^{m_1} (\Gamma_i)^{m_2} (T)^{m_3} \exp \theta_4'$.

В литературе известны аналогичные модели, определенные на основании экспериментальных данных в условиях однородного напряженного и деформированного состояний [5]. Для разных марок стали предел текучести σ_T в зависимости от интегральных параметров: скорости деформации U , степени деформации ε , температуры T_o имеет вид

$$\sigma_T = S \sigma_o U^a (10\varepsilon)^b \left(\frac{T_o}{1000} \right)^c. \quad (16)$$

Используя выражение (14) и (16), как своеобразное граничное условие, можно получить распределение предела текучести по объему очага деформации с учетом скорости деформации, степени деформации, температуры и марки стали. В этом случае формулу Андреюка-Тюленева следует представить как частный случай выражения (14). Это можно сделать, если предположить, что уравнение (16) соответствует однородному напряженно-деформируемому состоянию. В реальных процессах ОМД такое явление имеет место при отсутствии контактного трения. При подстановке в уравнение (14) значений из (9) – (11) и $C'_T = 0$ с учетом $A\Phi = \theta' = 0$, получим

$$k = C_\sigma (2C_{\sigma_1} C_\xi)^{m_1} (2C_{\sigma_2} C_\varepsilon)^{m_2} (C_{\sigma_3} C_T'')^{m_3}. \quad (17)$$

Выражение (17) структурно аналогично (16). Следовательно

$$k_o = \frac{S \sigma_o}{\sqrt{3}}; 2C_{\sigma_1} C_\xi = U; 2C_{\sigma_2} C_\varepsilon = 10\varepsilon; C_{\sigma_3} C_T'' = \frac{T_o}{1000};$$

$$m_1 = a; m_2 = b; m_3 = c.$$

Сопоставляя последние формулы для расчета k , с учетом всех изменений можно записать

$$k = \frac{S \sigma_o}{\sqrt{3} \exp \theta_o \cos A\Phi_o} (U \alpha_\xi)^a \times (10\varepsilon \alpha_\varepsilon)^b \left(\frac{T}{1000} \alpha_T \right)^c \exp \theta_4', \quad (18)$$

где $\alpha_\xi = \frac{\exp(-\theta_1'')}{I_1}$; $\alpha_\varepsilon = \frac{\exp(-\theta_2'')}{I_2}$; $\alpha_T = \frac{\exp(-\theta_3'')}{I_3}$; $I_1, I_2,$

I_3 – соответствующие интегралы по объему от экспонент.

Используя выражение (18), из уравнений равновесия имеем выражения для определения нормальных напряжений σ_x и σ_y

$$\sigma_x = k' \exp \theta_4' \cos(A\Phi) + \sigma_o + f(y) + C;$$

$$\sigma_y = -k' \exp(-A_4' \theta) \cos(A\Phi) + \sigma_o + f(x) + C; \quad (19)$$

$$\tau_{xy} = k' \exp \theta_4' \sin A\Phi,$$

где $k' = \frac{S \sigma_o}{\sqrt{3} \exp \theta_o \cos A\Phi_o} (U \alpha_\xi)^a (10\varepsilon \alpha_\varepsilon)^b \left(\frac{T}{1000} \alpha_T \right)^c$.

Значения постоянных величин в уравнении (18) представлены в работе [5]. Значение k' является переменной величиной и при коэффициенте трения $f = 0$, $\alpha_\xi = \alpha_\varepsilon = \alpha_T = 1$, $\exp \theta_o = 1$, $\cos A\Phi_o = 1$, k' практически определяется формулой Андреюка-Тюленева (16).

Согласно выражениям (17) – (19) были подсчитаны напряжения на контакте при разных значениях коэффициента трения, фактора формы, степени, скорости деформации, температуры для разных марок стали (рис. 1 – 3).

Анализ показывает, что напряжение зависит от коэффициента трения, фактора формы, степени деформации как для нормальных, так и касательных напряжений, плавно переходящих через ноль в области, нейтральной сечения на контакте. На рис. 1, 2 показано распределение напряжений для СтЗсп при разных скоростях деформации и температуре металла. На рис. 3 представлено распределение нормальных и касательных напряжений по длине очага деформации для разных марок стали.

Выводы. Показана возможность аналитического учета многофакторного воздействия термомеханических параметров на распределение предела текучести и компонентов тензора напряжений в аналитическом виде. Представленные выражения качественно и количественно верно отражают особенности распределения контактных напряжений для реальной пластической среды.

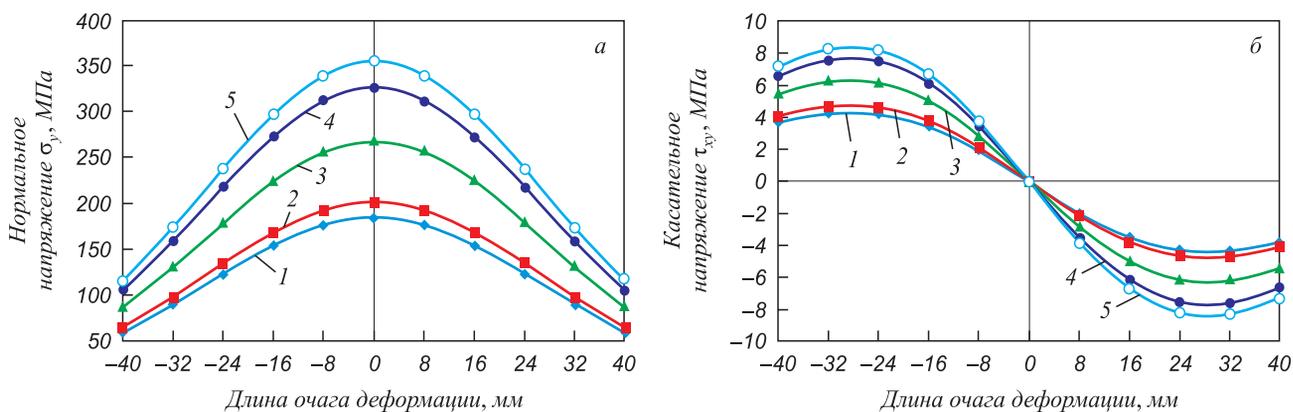


Рис. 1. Распределение нормальных (а) и касательных (б) напряжений на контакте в зависимости от скорости деформации, с^{-1} :
 1 – $U = 0,5$; 2 – $U = 1$; 3 – $U = 10$; 4 – $U = 50$; 5 – $U = 100$ при $f = 0,3$; $l/h = 5$; $\varepsilon = 0,1$; $T = 1000 \text{ } ^\circ\text{C}$

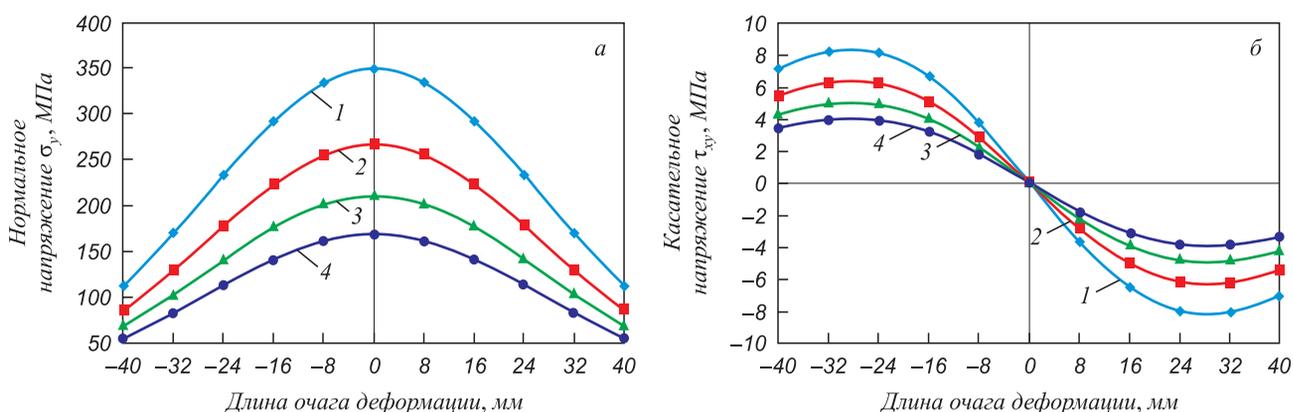


Рис. 2. Распределение нормальных (а) и касательных (б) напряжений на контакте в зависимости от температуры, $^\circ\text{C}$:
 1 – $T = 900$; 2 – $T = 1000$; 3 – $T = 1100$; 4 – $T = 1200$ при $f = 0,3$; $l/h = 5$; $\varepsilon = 0,1$; $U = 10 \text{ с}^{-1}$

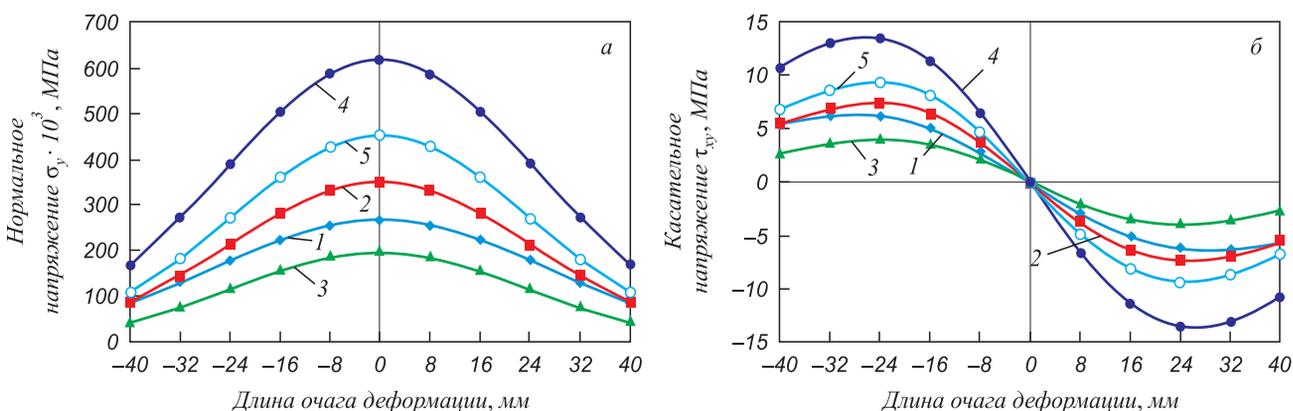


Рис. 3. Распределение нормальных (а) и касательных (б) напряжений на контакте для разных марок стали:
 1 – СтЗсп; 2 – 60С2; 3 – Э3А; 4 – Р18; 5 – 12Х13 при $f = 0,3$; $l/h = 5$; $\varepsilon = 0,1$; $T = 1000 \text{ } ^\circ\text{C}$; $U = 10 \text{ с}^{-1}$

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чигиринский В.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 5. С. 11 – 16.
2. Чигиринский В.В. // Научные труды ДонНТУ, сер.: Металлургия. 2008. Вып. 10. С. 105 – 115.
3. Чигиринский В.В. // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2008. № 1. С. 57 – 62.

4. Чигиринский В.В., Бичевой А.Ф., Дубина В.И., Чигиринский М.В. // Вісник Національного Технічного Університету України «Київський політехнічний інститут» Машинобудування. 2010. № 60. С. 124 – 129.
5. Андрюк Л.В., Тюленев Г.П. // Сталь. 1972. № 9. С. 825 – 828.

В.А. Арутюнов, И.А. Левицкий, А.А. Карвецкий

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

НЕКОТОРЫЕ ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ СЖИГАНИЯ ТОПЛИВА В МЕТОДИЧЕСКИХ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧАХ¹

Рабочему процессу действующих методических печей присущ ряд существенных недостатков, основные из которых заключаются в следующем.

Во-первых, весьма велик удельный расход тепла. Это объясняется главным образом тем, что в качестве окислителя при сжигании топлива используется атмосферный воздух, а потому очень велики затраты тепла на нагрев балластного азота и, следовательно, потери тепла с отходящими газами, несмотря на то, что эта теплота частично используется на нагрев металла в методической зоне и частично – на нагрев воздуха в рекуператоре. Действительно, количество теплоты, затраченной на нагрев азота, практически равно полезной теплоте, расходуемой на нагрев металла, а часто и превышает эту величину.

Во-вторых, наличие в высокотемпературной зоне горения большого количества азота приводит к весьма значительным выбросам в атмосферу оксидов азота.

В-третьих, неприемлемо велики выбросы в атмосферу парникового газа – диоксида углерода, что также объясняется большим расходом топлива.

В-четвертых, в связи с тем, что высокотемпературный нагрев металла осуществляется в окислительной атмосфере, содержащей кислород, диоксид углерода и водяной пар, значительны потери металла, обусловленные его окислением, т.е. угар металла.

Существует возможность путем не носящих радикального характера изменений технологии нагрева металла значительно улучшить ситуацию, связанную с перечисленными проблемами [1]. В основе этих изменений лежат четыре идеи:

- двухстадийная технология сжигания топлива;
- замена воздуха кислородом в качестве окислителя в процессе горения;
- использование для дожига продуктов неполного сгорания так называемого вихревого радиационного инжектора [2], представляющего собой, по-существу, однопроводную плоскопламенную горелку, в которую подается сильно закрученный за счет тангенциального подвода и высокого давления поток кислорода;

- осуществление первой и второй стадий сжигания топлива, соответственно, в нижней и верхней зонах печи (для печей, имеющих нижние зоны отопления).

Идея технологии двухступенчатого сжигания топлива заключается в том, что на первой стадии процесса в той области рабочего пространства печи, где велика опасность окисления поверхности металла, осуществляют сжигание топлива с недостатком окислителя. Так как при этом в процессе сжигания используют низкие значения коэффициента расхода окислителя (0,5 – 0,6), для обеспечения необходимой температуры продуктов сгорания рационально в качестве окислителя использовать технический кислород.

На второй стадии осуществляется дожигание продуктов неполного сгорания, образовавшихся на первой стадии, таким образом, чтобы суммарный коэффициент расхода окислителя составлял величину, не меньшую 1,05. При этом теплота, выделяющаяся в процессе дожига, также должна быть передана нагреваемому металлу. Применение кислорода в качестве окислителя рационально и на этом этапе, так как способствует организации процесса дожига в связи с высоким располагаемым давлением.

Применение технологии двухстадийного сжигания топлива, обеспечивающей на первой стадии процесса наличие в продуктах сгорания больших концентраций весьма активных восстановителей, например, водорода и монооксида углерода, не только позволяет существенно сократить, либо даже исключить окисление металла при его нагреве, но и приводит к существенному уменьшению выбросов оксидов азота. Этот эффект усиливается в связи с применением в качестве окислителя технического кислорода взамен воздуха. Последнее обстоятельство и связанный с этим сниженный расход топлива приводят к существенному сокращению количества продуктов сгорания, что позволяет снизить потери тепла с отходящими газами, а также в разы уменьшает выбросы парникового газа.

Используемый в качестве дожигательного устройства вихревой радиационный инжектор представляет собой гибридный плоскопламенной горелки с вихревым вакуумным насосом [2] и работает следующим образом: высокоскоростной, сильно закрученный поток

¹ Работа выполнена в рамках гранта по постановлению Правительства РФ № 218 от 09.04.2010 г.

кислорода под сверхкритическим давлением подается в цилиндрическую камеру, один торец которой закрыт, а другой заканчивается криволинейным диффузором того типа, который используется в плоскопламенных (радиационных) горелках. В результате сильной крутки и под действием высоких скоростей в камере происходит распад вихря, и создается сильное разрежение в приосевой области. Под действием этого разрежения печные газы, содержащие горючие компоненты, подтекают к вихревому радиационному инжектору. Часть из них поступает в камеру, где смешивается с кислородом и сгорает. Поступающие в зону дожигания газы подсаживаются также в плоский настильный факел, образующийся в результате истечения закрученного потока из криволинейного диффузора, как это имеет место в плоскопламенных горелках.

Следует особо отметить, что данное устройство является не только дожигателем, но также обеспечивает транспорт продуктов неполного сгорания топлива к зоне дожигания, а кроме того, поскольку процесс дожигания осуществляется на огнеупорной поверхности горелочного камня и свода, выделяющаяся теплота передается к нагреваемому металлу в виде излучения со сплошным спектром, а не с дискретным, как это происходит в случае струйного дожигания в газовой фазе.

Рассмотрим в качестве примера наиболее важные с точки зрения энергосбережения и защиты окружающей среды показатели работы четырехзонной методической печи с шагающими балками производительностью 260 т/ч при работе с использованием традиционной и предлагаемой технологии. Приведенные в таблице результаты получены расчетным путем с использованием известных приближенных инженерных методов [3]. Отметим еще раз, что если речь идет о печах, оборудованных нижними зонами отопления, рационально органи-

зовать сжигание топлива таким образом, чтобы в этих зонах осуществлялась первая стадия (предварительное, частичное сжигание с недостатком окислителя), а под сводом верхних зон производилось дожигание продуктов неполного сгорания с использованием вихревого радиационного инжектора.

Столь существенное (практически в два раза) увеличение коэффициента полезного теплоиспользования $\eta_{\text{кпт}}$ обусловлено тем, что в предлагаемой технологии в качестве окислителя используется кислород, и тем самым устраняется расход теплоты на нагрев азота, т.е. весьма существенно снижаются потери теплоты с уходящими газами. Этим же объясняется уменьшение удельных расходов тепла и условного топлива. Последнее обстоятельство является причиной значительного сокращения выбросов парникового газа. Уменьшение угара металла вызвано применением двухстадийной технологии сжигания топлива. Эта же технология вместе с тем фактом, что в окислителе (техническом кислороде) практически не содержится азот, обеспечивает весьма значительное сокращение выбросов оксидов азота.

В связи с этими результатами представляет интерес следующее обстоятельство. В работе [4] указано, что применение кислорода в нагревательных печах окажется рентабельным, если при этом удастся существенно сократить угар металла. Именно такая ситуация как раз и реализуется в предлагаемой технологии.

Заметим в заключение, что использование кислорода в качестве окислителя позволяет избавиться от необходимости утилизировать тепло отходящих газов, например для нагрева воздуха в рекуператоре в связи с малым количеством этих газов. Указанное обстоятельство приводит к существенному снижению капитальных затрат при сооружении печи.

Выводы. Представлены особенности новой технологии сжигания топлива в методических нагревательных печах, имеющих нижние зоны отопления. Эта технология базируется на двухстадийном методе сжигания топлива, замене воздуха кислородом в качестве окислителя в процессе горения, использовании для дожигания продуктов неполного сгорания так называемого вихревого радиационного инжектора, имеющего вид однопроводной плоскопламенной горелки и размещаемого в своде печи, реализацию первой стадии сжигания в нижних зонах отопления. С помощью инженерных методов расчета показано, что применение указанной технологии позволит повысить к.п.д. печи, снизить расход топлива, значительно сократить выбросы парникового газа и оксидов азота, существенно уменьшить угар металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2309991 РФ. Способ сжигания топлива в нагревательной печи и нагревательная печь для его осуществления / Арутюнов В.А., Левицкий И.А., Ибадуллаев Т.Б. и др.; заявл. 11.10.2005; опубл. 20.04.2007.

Энерго-экологические показатели работы четырехзонной методической печи производительностью 260 т/ч при использовании традиционной и предлагаемой технологии сжигания топлива

Показатель	Технология	
	традиционная	предлагаемая
Коэффициент полезного теплоиспользования, $\eta_{\text{кпт}}$	0,46	0,85
Удельный расход тепла, МДж/т	2129	1239
Удельный расход условного топлива, кг/т	74	42
Удельные выбросы, кг/т:		
CO ₂	130,6	78,4
NO _x	0,021	0,002
Удельный угар металла, кг/т	20	5

2. Пат. 2081180 РФ. Способ дожигания горючих газов в рабочем пространстве сталеплавильных агрегатов и устройство для его осуществления / Арутюнов В.А., Стомахин А.Я., Егоров А.В. и др.; заявл. 06.07.1995; опубл. 10.06.1997.
3. Гусовский В.Л., Лившиц А.Е. Методики расчета нагревательных и термических печей. – М.: Теплотехник, 2004.
4. Шульц Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2002. № 7. С. 64 – 69.

© 2012 г. В.А. Арутюнов, И.А. Левицкий,
А.А. Карвецкий
Поступила 18 октября 2011 г.

ИНФОРМАЦИОННОЕ СООБЩЕНИЕ

Опубликованные в журнале в 2011 г. статьи Ю.М. Яньюшкина «Математическая модель теплообмена процесса электровысадки детали выпускного клапана» (№ 5) и «Асимптотический метод расчета контактного теплообмена процесса электровысадки детали выпускного клапана при наличии термосопротивления между пуансоном и нагретой заготовкой» (№ 11) написаны в связи с выполнением работ по гранту «Создание сквозной энергосберегающей технологии термообработки ответственных изделий атомной энергетики на основе энергоэффективного оборудования» в соответствии с постановлением Правительства РФ № 218 от 09.04.2010 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 519.876

С.Я. Фомин

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС СРЕДСТВ ПОДДЕРЖКИ ВЫБОРА ОПЕРАТИВНЫХ РЕШЕНИЙ В АСУ ПРОИЗВОДСТВОМ

Диалоговая процедура прогноза последствий реализации и выбора оптимальных оперативных решений по регулированию хода производственного процесса

В системе оперативного регулирования задача прогноза реализации конкретных управляющих воздействий, их влияние на ход и результаты производственного процесса является одной из центральных. В настоящее время имеются мощные программные средства имитации поведения сложных многопродуктовых многооперационных производственных комплексов – интегрированные системы имитационного моделирования (Agena, Anylogic, GPSS World), содержащие интерфейс непрограммирующего пользователя. Указанные имитационные среды не требуют программирования в виде последовательности команд. Вместо написания программы пользователи заполняют специальные формы, составляют модель из библиотечных модулей. В частности программа Agena обладает широкими функциональными возможностями по адаптации к различным предметным областям, снабжена удобным объектно-ориентированным интерфейсом, проста в использовании [1]. В ней продуктивно соединены интерфейсные характеристики среды Microsoft Windows, простота иерархического построения и настройки параметров модели на реальный объект. Терминология, используемая в среде моделирования Agena, незначительно отличается от принятой в теории массового обслуживания («транзакт», «блок», «сущность»).

Под понятием «транзакт» подразумевается то, что подлежит обслуживанию (заявка, деталь, слиток, пакет труб). Понятие «блок» – графическое представление действия над транзактами. «Процесс» – блок, производящий различные действия с транзактами (прокатка, термообработка, травление и т.п.). «Ресурс» – понятие, обозначающее ограничения, накладываемые на прохождение транзактов через процесс (аналог обслуживающих приборов в теории массового обслуживания). «Тип сущности» – понятие, обозначающее тип транзакта. «Поступление» – момент времени создания новых транзактов (например, момент объединения группы транзактов

в один транзакт при комплектации группы заказов в один транзакт – вагон конкретного направления поставки).

Основные блоки Agena позволяют моделировать значительное множество реальных производственных систем. Отметим функциональные возможности основных блоков [1].

Блок Create (создание транзакта) генерирует транзакты и вводит их в систему обслуживания.

Блок Dispose (утилизация транзакта) выводит транзакты из модели. Данные выводимых транзактов передаются в статистику для формирования отчетов (уровни загрузки агрегатов на разных операциях, динамику очередей транзактов и простоев агрегатов и т.п.).

Блок Process (действие над транзактом) реализует следующие действия: задержка транзакта на некоторый интервал времени (длительность разлива ковша металла в зависимости от сечения кристаллизатора и т.п.), захват транзактом ресурсов (работа завалочной машины и т.п.), освобождение транзактом ресурсов (освобождение завалочной машины при завершении текущей операции).

Блок Decide (ветвление) направляет поступивший транзакт в одну из возможных ветвей (например после протяжки пакета труб он может быть направлен по результатам проверки некоторых условий в один из свободных агрегатов термообработки).

Блок Batch (группировка) объединяет группу стоящих в очереди транзактов в один транзакт в соответствии с некоторыми правилами объединения (например, временное объединение перед операцией травления нескольких пакетов труб различных профилазмеров в один пакет с сохранением всей информации об исходных транзактах с последующим ее восстановлением при разделении группы).

Блок Separate (разделение) разделяет один транзакт на несколько в соответствии с принятыми правилами. Например, разделение партии промежуточного профилазмера металлопродукции после завершения текущей промежуточной операции («подкат», например) на несколько партий в соответствии с конкретными технологическими маршрутами последующего изготовления продукции.

Блок Assign (назначить) изменяет глобальные переменные и параметры транзакта в соответствии с по-

требностями пользователя, определяемыми конкретной спецификой задач оперативного управления.

Блок Record (запись) предназначен для сбора статистической информации: о числе прохождения транзакций («деталей») через блок, об интервалах времени между прохождениями и т.п.

Задача выбора оптимальных решений по ОРП по своей природе является многоаспектной, многоцелевой. Анализ практической деятельности ЛПР, осуществляющих этот выбор, позволил в качестве наиболее характерных критериев выделить следующие:

– отставание от плана выпуска изделий (по видам заказов):

$$K_1^i = \sum_{j=1}^{n_a} \sum_{l=1}^{n_l^j} \delta(i, h_{jl}, v_{jl}^{пл} - v_{jl}^{сд}) \rightarrow \min; \quad (1)$$

– средний объем готовой продукции на складе:

$$K_2 = \frac{1}{T_k - T} \sum_m v_m^{скл} (t_m - t_{m-1}) \rightarrow \min; \quad (2)$$

– средний объем незавершенного производства:

$$K_3 = \frac{1}{T_k - T} \sum_m \sum_{q=1}^{n_a} v_{mq}^{нп} (t_m - t_{m-1}) \rightarrow \min; \quad (3)$$

– длительность простоев:

$$K_4 = \sum_{j=1}^{n_a} \sum_{r=1}^{n_r^j} T_{rj}^{пр} \rightarrow \min, \quad (4)$$

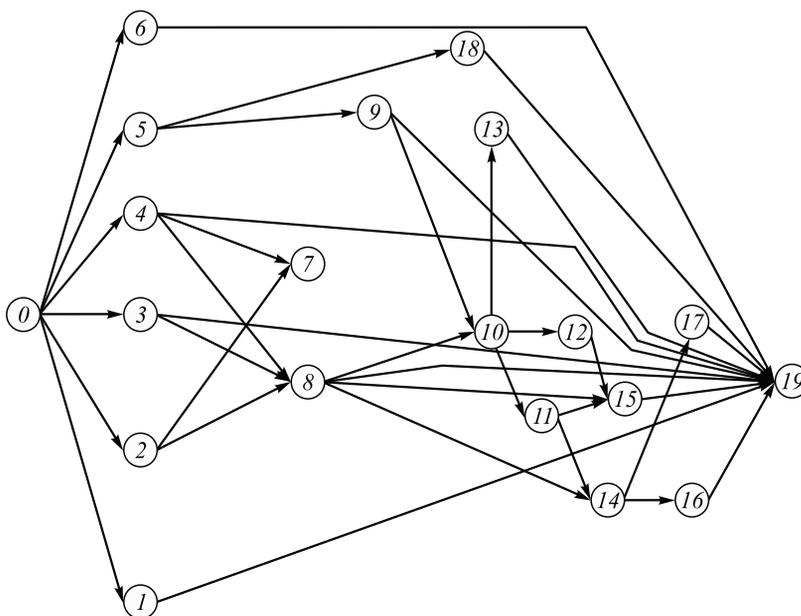
где i – вид заказа; j – номер головного агрегата (ГА); $n_{га}$ – число ГА; l – номер позиции плана; n_l^j – число пози-

ций в плане для j -го ГА; h_{jl} – вид заказа для l -й позиции плана j -го ГА; $v_{jl}^{пл}$ – плановый выпуск по l -ой позиции плана j -го ГА; $v_{jl}^{сд}$ – фактическая сдача продукции по l -ой позиции плана j -го ГА; $\delta(i, h, v) = \begin{cases} v, & \text{если } h = i \text{ и } v > 0 \\ 0, & \text{в ином случае;} \end{cases}$

T, T_k – текущий и конечный моменты времени интервала регулирования соответственно; t_m – m -ый момент смены состояния системы; $v_m^{скл}$ – объем готовой продукции на складе в момент t_m ; q – номер агрегата; n_a – число агрегатов; $v_{mq}^{нп}$ – объем продукции, ожидающей обработки на q -м агрегате в момент t_m (НП – незавершенное производство); r – номер ГА; T_{rj} – длительность r -го простоя j -го ГА; n_r^j – число простоев j -го ГА.

На этапе многокритериального выбора управляющего воздействия разрешения конфликтных ситуаций использован программный модуль интервального оценивания замещений критериев (ИОЗ). Основным функциональным достоинством метода ИОЗ является адекватность диалоговой процедуры возможностям реального пользователя (ЛПР оперативного уровня), не имеющего специальной подготовки по теории выбора [2]. В результате синтеза программного модуля метода ИОЗ и имитационной модели, реализованной в среде Arena, разработан инструментальный программный комплекс поддержки выработки оперативных решений в АСУ производством.

Рассмотрим пример реализации диалоговой процедуры разрешения конфликтных ситуаций в системе оперативного управления производством в трубосварочном цехе. Структура металлопотоков цеха представлена в виде графа на рисунке. Вершины графа соответствуют технологическим агрегатам, дуги – технологическим



Пример структуры металлопотоков трубного цеха:

0 – склад заготовок; 1 – 6 – трубосварочные станы; 7 – заковочный агрегат; 8, 9 – термические печи; 10 – отделение химической обработки; 11, 12 – протяжные станы; 13 – линия отделки труб; 14, 15 – правильные станы; 16 – 18 – трубообрезные станки; 19 – склад готовой продукции (отдел технического контроля ОТК)

операциям. Последовательность технологических операций составляет технологический маршрут: «сварка – ОТК (трубы прямоугольные)», «сварка – термообработка – правка – ОТК (трубы с термообработкой)» и т.п. Исходный трехсуточный план-график загрузки станов представлен в табл. 1.

Сложившаяся в цехе исходная ситуация характеризуется некомплектностью бригады на стане № 2 в течение первых восьми часов рассматриваемого периода.

В качестве альтернативных решений (возможные управляющие воздействия) ЛПП сформулированы следующие.

1. Никаких изменений не предпринимать (т.е. план-график для стана № 2 сдвигается на 8 ч.).
2. Поменять местами третью и пятую позиции плана-графика стана № 2 с целью ускорения выполнения особо контролируемых заказов.
3. В плане-графике стана № 3 четвертую позицию поставить на первое место с целью более равномерной загрузки термоотдела; чтобы эта перестановка

не вызвала дополнительных переналадок стана, перевести первую позицию на последнее место.

4. Изменить план-график стана № 2 как во втором решении, а стана № 3 как в третьем.
5. Изменить планы-графики как в четвертом решении; дополнительно переставить операторов со стана № 1 на стан № 2.
6. Не изменяя планы-графики, переставить операторов со стана № 1 на стан № 2.
7. Не изменяя планы-графики, переставить операторов со стана № 3 на стан № 2.
8. Изменить план-график стана № 3, как в третьем решении и переставить операторов со стана № 3 на стан № 2.
9. Не изменяя планы-графики, переставить операторов со стана № 4 на стан № 2.

В качестве критериев оценки альтернативных решений определены следующие: отставание от плана выпуска труб по особо контролируемым заказам, тыс. м; то же по обычным заказам; средний объем незавершенного производства, тыс. м; простои станов, ч.

Ниже приведены фрагменты протокола диалога ЛПП с ВС при моделировании хода производственного процесса (в среде имитационного моделирования Arena). Фрагмент протокола диалога, соответствующий альтернативе № 1, отображает необходимую информацию при обосновании выбора приемлемого решения: сведения о незавершенном производстве с разбивкой по агрегатам (табл. 2); прогноз выполнения плана-графика изготовления и сдачи труб (табл. 3); основные показатели рабо-

Т а б л и ц а 1

Исходный график изготовления труб*

Номер стана	Номер и тип заказа	Типоразмер труб (№)	Количество труб, тыс. м
1	305ок	1	32
	297об	1	20
	118об	1	70
	128ок	2	20
	550об	2	21
2	204ок	3то	16
	338ок	3то	25
	194об	3	53
	291ок	4	20
	643ок	4	48
3	062ок	5	160
	480ок	6то	20
	493ок	6	50
	618об	6то	20
	251об	6	70
4	441об	6	32
	163об	6	90
	625об	7	32
	084ок	8	65
	627об	8	45
	237об	8	50
	033об	8	38
	160об	8	95

*ок – особо контролируемые заказы, об – обычные заказы; то – термообрабатываемые трубы.

Т а б л и ц а 2

Сведения о незавершенном производстве

Номер агрегата	Наименование агрегата	Средний объем продукции перед агрегатом, тыс. м
15	Правильный стан	2,020
8	Термическая печь № 2	26,837
19	Приемка ОТК	0,791
Итого		29,648

Т а б л и ц а 3

Выполнение плана-графика изготовления и сдачи труб на стане № 2 (альтернатива № 1)

Номер и тип заказа	Типоразмер трубы (№)	План, тыс. м	Изготовлено, тыс. м	Сдано, тыс. м
204ок	3то	16,000	16,000	16,000
338ок	3то	25,000	25,000	25,000
643ок	4	48,000	31,511	29,571
291ок	4	20,000	20,000	20,000
194об	3	53,000	53,000	53,000

ты на моделируемый период: отставание сдачи труб по особо контролируемым заказам 18,429 тыс.м, по обычным заказам 5,5 тыс. м; средний объем незавершенного производства 29,648 тыс. м; суммарные простои станов 14,0 ч.

Фрагмент протокола диалога, отражающий ход производства, соответствующий альтернативе № 2 управляющего воздействия: «Поменять местами позиции стана № 2, номер первой позиции 3, номер второй позиции 5», содержит прогноз выполнения плана-графика изготовления и сдачи труб (табл. 4).

Таблица 4

Выполнение плана-графика изготовления и сдачи труб на стане № 2 (альтернатива №2)

Номер и тип заказа	Типоразмер трубы (№)	План, тыс. м	Изготовлено, тыс. м	Сдано, тыс. м
204ок	3то	16,000	16,000	16,000
338ок	3то	25,000	25,000	25,000
643ок	4	48,000	48,000	48,000
291ок	4	20,000	20,000	20,000
194об	4	53,000	27,919	25,102

Основные показатели работы на моделируемый период: отставание сдачи труб по особо контролируемым заказам не наблюдалось, по обычным заказам 33,398 тыс. м; средний объем незавершенного производства 29,617 тыс.м; суммарные простои станов 17,0 ч.

Аналогичная процедура прогнозирования хода производства выполнена для каждой из девяти альтернатив. Полученные оценки альтернатив приведены в табл. 5.

Таблица 5

Оцененные альтернативы управляющих воздействий

Номер альтернативного решения	Значения критериев			
	№ 1, тыс. м	№ 2, тыс. м	№ 3, тыс. м	№ 4, ч
1	18,249	5,500	29,648	14,0
2	0	33,398	29,617	17,0
3	22,157	0	18,171	14,0
4	3,728	27,898	17,990	17,0
5	5,500	26,831	21,814	17,0
6	0	18,250	27,483	14,0
7	0	46,000	23,043	14,0
8	65,658	0	40,433	14,0
9	0	35,160	27,425	14,0

Для сравнения оцененных альтернатив и выбора лучшей из них ЛПР обращается к программе ИОЗ.

Фрагмент протокола диалога ОНР с указанной программой приведен ниже.

После выдачи оцененных альтернатив программа ИОЗ сообщает:

«Доминируемых альтернатив 2»:

«Третья альтернатива предпочтительна по сравнению с восьмой».

«Шестая альтернатива предпочтительна по сравнению со второй».

«Среди альтернатив семь недоминируемых».

«Выдать на дисплей их список?»

Ответ ЛПР: «Да»

Выдаются на экран номера альтернатив (1, 3, 4, 5, 6, 7, 9) и значения критериев.

ИОЗ: «Добавить интервальный коэффициент замещения (ИКЗ)».

«Номер первого критерия»

Ответ ЛПР: «1»

«Номер второго критерия»

Ответ ЛПР: «2»

«Значение нижней границы?»

Ответ ЛПР: «3»

«Значение верхней границы?»

Ответ ЛПР: «5»

ИОЗ: «Информация проверена и включена в структуру предпочтений, сообщению присвоен № 1».

ИОЗ: «Доминируемых альтернатив две»:

«Четвертая альтернатива предпочтительна по сравнению с пятой».

«Седьмая альтернатива предпочтительней по сравнению с первой».

«Среди альтернатив пять недоминируемых».

«Выдать на дисплей их список?»

Ответ ЛПР: «Да»

Выдаются на экран номера альтернатив (3, 4, 6, 7, 9) и значения критериев.

ИОЗ: «Добавить интервальный коэффициент замещения (ИКЗ)».

«Номер первого критерия»

Ответ ЛПР: «2»

«Номер второго критерия»

Ответ ЛПР: «3»

«Значение нижней границы?»

Ответ ЛПР: «2»

«Значение верхней границы?»

Ответ ЛПР: «10»

ИОЗ: «Информация проверена и включена в структуру предпочтений, сообщению присвоен № 2».

В результате введения этих предпочтений программа ИОЗ определила недоминируемые альтернативы: шестая и девятая. И, наконец, введение ЛПР относительно критериев 2 и 4 соответствующих границ 0,5 и 1 определило одну недоминируемую (лучшую) альтернативу – шестую (табл. 6).

Таким образом, в результате завершения диалога ЛПР отдал предпочтение варианту, связанному с

Таблица 6

Ход решения задачи выбора лучшего варианта управляющего воздействия в соответствии с предпочтениями ЛПР

Номер шага	Информация предпочтений ЛПР о замещениях критериев	Номера лучших альтернатив
0	–	1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9
1	$\lambda_{12} = [3; 5]$	3, 4, 6, 7, 9
2	$\lambda_{23} = [2; 10]$	6, 9
3	$\lambda_{24} = [0,5; 1]$	6

включением операторов со стана № 1 в бригаду стана № 2.

Программные средства диалоговой процедуры выбора оперативных решений использованы в АСУ производством, а также в учебном процессе по соответствующей специальности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Altiok, Tayfur and Benjamin Melamed. Simulation Modeling and Analysis with ARENA. Elsevier, Inc., 2007.
2. Фомин С.Я. // Изв. вуз. Черная металлургия, 2011. № 5. С. 58 – 65.

© 2012 г. С.Я. Фомин
Поступила 19 июня 2011 г.

РЕЦЕНЗИЯ

на учебник А.Н. Смирнова, С.В. Куберского, Е.В. Штепана
«Непрерывная разливка стали»

В издательстве Донецкого национального технического университета издан учебник А.Н. Смирнова, С.В. Куберского, Е.В. Штепана «Непрерывная разливка стали» (2011 г., 482 с). Книга утверждена Министерством образования и науки Украины как учебник для студентов направления «Металлургия» высших учебных заведений. Учебник состоит из 7 глав, приложения и предметного указателя.

Непрерывная разливка стали является важнейшим технологическим этапом в производстве металлопродукции. За последние 50 – 60 лет в мире произошли коренные изменения в конструкциях установок непрерывной разливки стали, в технологии непрерывной разливки и автоматическом управлении процессом разливки и качеством непрерывнолитой заготовки. Вопросам непрерывной разливки стали посвящено большое число статей и монографий, однако отдельного учебника ни в России, ни на Украине еще не издавалось.

В первой главе учебника рассмотрены общие сведения о процессе непрерывной разливки стали, представлены по годам основные этапы конструирования установок и усовершенствования технологии непрерывной разливки, рассмотрены основные функциональные элементы МНЛЗ. Даны используемые типы МНЛЗ и их классификация, связи создания миниметаллургических заводов с непрерывной разливкой стали, рассмотрены современные тенденции развития технологии и оборудования для непрерывной разливки стали.

Вторая глава учебника посвящена технике и технологии подготовки металла к непрерывной разливке. Здесь рассмотрены общие требования к качеству металла, предназначенного для непрерывной разливки, основные методы ковшовой металлургии, агрегат ковш-печь, регулирование температуры металла в ковше, его перемешивание, вакуумирование стали.

В третьей главе проанализированы конструкция и назначение основных узлов МНЛЗ. Это сталеразливочные и промежуточные ковши, футеровка ковшей, методы дозирования стали при ее истечении из промежуточного ковша в кристаллизатор, конструкция кристаллизаторов, формирование твердой корочки заготовки, качания (оцилляции) кристаллизатора, шлакообразующие смеси, зона вторичного охлаждения, участок тянуще-правильной клетки, порезка заготовок, их транспортировка и складирование, затравка и начало разливки.

В четвертой главе подробно рассмотрены структура, качество и дефекты непрерывнолитого металла.

Здесь даны основные сведения о процессах затвердевания и формирования структурных зон в непрерывнолитых заготовках, рассмотрены деформации, напряжения и трещины в твердой корочке заготовки, основные дефекты непрерывнолитых заготовок: профиля, поверхности, внутренней структуры. Отмечены влияние внешних динамических воздействий (конвективное движение потоков металла и вдуваемого газа в кристаллизаторе, вибрационные и электромагнитные воздействия, упругопластические деформации и пр.), роль электромагнитного перемешивания при непрерывной разливке стали и «мигкого» механического обжатия заготовки для управления усадочными и ликвационными процессами.

Пятая глава посвящена рассмотрению автоматизации процессов непрерывной разливки стали. Речь идет об автоматическом поддержании уровня металла в кристаллизаторе, системе прогнозирования и предотвращения прорывов твердой корочки, системе динамического сопровождения заготовки по температуре.

Шестая глава рассматривает современные МНЛЗ для производства различных видов металлопродукции. Это технологические комплексы и МНЛЗ для производства сортовых заготовок, МНЛЗ для производства блюмов и фасонной заготовки, современные МНЛЗ для получения сляба, разливка металла на тонкие слябы и литейно-прокатные модули, полунепрерывная разливка слитков, развитие технологий и оборудования для непрерывной разливки в Украине.

Седьмая глава посвящена рассмотрению особенностей технологического процесса непрерывной разливки стали. Рассматриваются подготовка МНЛЗ к разливке стали, сам процесс разливки стали, основные аварийные ситуации и возможные неполадки при непрерывной разливке стали. Подчеркивается важная роль охраны труда и техники безопасности, охраны окружающей среды при непрерывной разливке стали.

Учебник имеет приложение, в котором дан расчет технологических параметров процесса непрерывной разливки, а также предметный указатель.

Оценивая изданный в Донецком национальном техническом университете учебник «Непрерывная разливка стали», необходимо отметить большой труд авторов по сбору, систематизации и обобщению материалов по непрерывной разливке стали. Учебник излагает все виды УНРС, теорию, технологию и оборудование процесса, качество непрерывнолитой заготовки, возможные нарушения процесса и методы их устранения,

охрану труда и защиту окружающей среды. Учебник снабжен примером расчета технологического процесса, содержит предметный указатель, облегчающий поиск необходимого материала. Каждая глава заканчивается контрольными вопросами, позволяющими читателю проверить свои знания. Издание такого учебника является целесообразным и своевременным.

Вместе с тем хотелось бы заметить, что рассматриваемый учебник имеет слишком большой объем, вряд ли соответствующего по объему часам, отведенным в

рамках металлургических дисциплин собственно непрерывной разливке. Данный учебник более соответствует энциклопедическому справочнику по непрерывной разливке стали. Он может быть использован для углубленной подготовки специалистов, желающих работать в отделениях непрерывной разливки стали металлургических предприятий и в конструкторских бюро. Он станет хорошим пособием для аспирантов и уже дипломированных специалистов всех уровней.

Г.Н. Еланский, д.т.н. профессор.

Е.А. Мошкина, С.К. Шатохин

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ АСУ ГАЗООТВОДЯЩИХ ТРАКТОВ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ ЭНЕРГО-ЭКОЛОГИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ИХ РАБОТЫ

Проведен анализ существующих подходов к оценке эффективности систем газоочистки сталеплавильных печей. Для улучшения работы систем очистки отходящих газов, достижения норм ПДК по вредным выбросам, снижения потребления энергии создана микропроцессорная автоматизированная система управления технологическим процессом газоочистной установки АСУ ТП ГОУ, работа которой основана на математической модели [1].

Рассмотрена целостная газоочистная система «печь – дымовая труба», которая включает в себя печь, дымоотводящие и обводные тракты, котел-утилизатор, аппарат очистки газов, дымосос и дымовую трубу.

АСУ ТП ГОУ данной системы состоит из следующих блоков управления: АСУ ТП котла-утилизатора, АСУ ТП газоочистного тракта, АСУ ТП электрофильтра (см. рисунок)

Данная автоматизированная система управления предназначена для повышения эффективности работы оборудования, обеспечения удобства управления и контроля над технологическим процессом очистки отходящих дымовых газов [2, 3].

Для управляющего воздействия на систему выбран аппарат для очистки газов (в частности, электро-

фильтр). Выявлены основные факторы, оказывающие наибольшее влияние на показатели работы электрофильтра. Эти показатели делятся на две большие группы: свойства и параметры газопылевого потока; параметры электрофильтра [4]. Получены аппроксимационные зависимости эффективности очистки от выбранных параметров.

Показано, что задачу по оптимизации работы газоотводящего тракта сталеплавильных печей можно классифицировать как метод планирования экстремального эксперимента для воспроизводимых управляемых статических объектов [5, 6].

Для осуществления эффективного управления электрофильтром построена многофакторная модель, описывающая зависимость эффективности улавливания от выбранных параметров. В основе модели лежит выведенное авторами уравнение общей эффективности пылеулавливания (модель по теоретическим уравнениям) [7, 8]:

– для пластинчатого электрофильтра:

$$\eta = -0,86X_1 - 1,04X_2 + 0,0073X_3 + 0,725X_4 - 0,0087X_5 + 47,47;$$

– для трубчатого электрофильтра

$$\eta = -0,747X_1 - 1,14X_2 + 0,0014X_3 + 0,74X_4 - 0,0081X_5 + 46,24,$$

где, X_1 – скорость газа, м/с; X_2 – диаметр улавливаемых частиц в пределах от 2,5 до 20 мкм; X_3 – диаметр улавливаемых частиц в пределах от 5 до 55 мкм; X_4 – температура газа, °С; X_5 – удельная мощность, подведенная к электродам, Дж/м³.

Данная математическая модель с управляющим воздействием позволяет использовать полученный материал, предоставляемый в виде уравнений, графиков, аналитических зависимостей, таблиц данных, номограмм для эффективного управления электрофильтром; добиваться улучшения работы систем газоочистки на базе электрофильтров (достижения норм ПДК по вредным выбросам, снижения потребления энергии); использо-



Система управления АСУ ТП ГОУ

вать полученные результаты при проектировании новых аппаратов.

Адекватность данных уравнений проверяется с помощью модели, основанной на формуле Дейча для эффективности электрофильтра и формулы В.Н. Ужова, а также проверкой работы данной модели в реальных условиях производства.

Результаты работы использованы в научных исследованиях, направленных на создание комплекса мер по оптимизации эффективности газоочистных сооружений в металлургии и других отраслях промышленности, имеющих аналогичные показатели работы оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мошкина Е.А., Шатохин К.С. Очистка технологических газов сталеплавильного производства и экономия энергоресурсов // Вопросы энергоэффективности тепловых систем. Энергосбережение в теплотехнических системах. Сб. научных трудов ЭЭИ. – М.: МИСиС, 2009. С. 135 – 161.
2. Глебов Ю.Д. Контроль и автоматическое управление газоочистными установками. – М.: Металлургия, 1982. – 208 с.
3. Старк С.Б. Газоочистные аппараты и установки в металлургическом производстве: учеб. для вузов. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.
4. Бердышев В.Ф., Шатохин К.С., Мошкина Е.А. // Металлург. 2011. № 2. С. 26 – 30.
5. Рыков А.С. Системный анализ: модели и методы принятия решений и поисковой оптимизации. – М.: Издательский дом МИСиС, 2009. – 608 с.
6. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю.П. Адлер и др. – М.: Наука, 1971. – 283 с.
7. Мошкина Е.А. Имитационная модель расчета эффективности работы электрофильтра // 65-е Дни науки студентов МИСиС: международные, межвузовские и институтские научно-технические конференции. Тезисы докл. – М.: МИСиС, 2010, С. 202.
8. Математическая модель с управляющим воздействием для определения эффективности работы электрофильтра. Тезисы докл. XVI Междунар. конф. «Теплотехника и энергетика в металлургии». – Днепропетровск: НМетАУ, 2011. С. 218 – 219.

© 2012 г. Е.А. Мошкина, С.К. Шатохин
Поступила 21 декабря 2011 г.

К 75-ЛЕТИЮ ЭДУАРДА ЭДГАРОВИЧА МЕРКЕРА



3 ноября 2011 г. исполнилось 75 лет профессору, доктору технических наук Эдуарду Эдгаровичу Меркеру, заведующему кафедрой металлургии и металловедения Старооскольского технологического института (филиала) Национального исследовательского технологического университета «МИСиС».

Э.Э. Меркер родился в г. Караганде Казахской ССР. После окончания Карагандинского политехнического института в 1963 г. работал на Карагандинском металлургическом комбинате в качестве подручного сталевара, старшего инженера и руководителя мартеновской группы теплотехнической лаборатории завода. В 1971 г. после окончания аспирантуры МИСиС (кафедра металлургии стали) и успешной защиты кандидатской диссертации был направлен на работу на Завод – ВТУЗ при Карагандинском металлургическом комбинате

г. Темиртау Казахской ССР, где работал на должностях старшего преподавателя, доцента, заведующего кафедрой автоматизации и вычислительной техники и декана химико-металлургического факультета.

В 1980 г. после прохождения конкурсного отбора доцент, кандидат технических наук Меркер Э.Э. начал свою работу в Старооскольском филиале Московского института стали и сплавов в качестве руководителя секции металлургической теплотехники. В 1995 г. был утвержден в должности заведующего кафедрой металлургических и теплофизических процессов в Старооскольском технологическом институте (филиале) Московского института стали и сплавов. В 2001 г. защитил докторскую диссертацию на тему «Исследование процессов и разработка технологических основ плавки стали с применением газоструйных систем над зоной продувки агрегата». В январе 2004 г. был избран на должность декана факультета металлургических и машиностроительных технологий.

Более чем за 30-летний период работы в филиале в должности заведующего кафедрой металлургии и металловедения им. С.П. Угаровой им подготовлено для кафедры 6 кандидатов наук, выполнены обширные научные работы по теории и практике интенсификации тепловых и технологических процессов производства стали. Эдуард Эдгарович является автором более 350 научных и методических работ, в том числе 10 монографий и учебных пособий, 16 патентов и авторских свидетельств на изобретения в области металлургии. Э.Э. Меркер внес значительный вклад в подготовку инженерных кадров для горно-металлургической промышленности Белгородской области.

Коллектив металлургов МИСиС и Старооскольского филиала сердечно поздравляет с 75-летием Эдуарда Эдгаровича Меркера и желает крепкого здоровья и творческого долголетия.

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Коровушкин В.В., Смагина А.В., Подгородецкий Г.С. Определение степени восстановления и металлизации железнорудного сырья с использованием мессбауровской спектроскопии	3
Малышев В.П., Кажикенова С.Ш. Синергетическое совершенство производства стали путем рафинирования чугуна	5
Курносое В.В., Шульц Л.А. Безокислительный нагрев стали в камерных печах кузнечно-штамповочного производства	9
Колобов А.В., Федотов Е.С., Лисуец Н.Л., Радюк А.Г., Виноградов А.И. Пути минимизации трапеции и угла реза при разрезке рулонной стали на АПР в условиях ООО «Северсталь ТПЗ – Шексна»	14
Богатов А.А., Лещев И.В. Механика деформирования и разрушения металла при равноканальном угловом прессовании в условиях плоской деформации	17
Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н., Никитин В.И. Взаимосвязь состава и качества шихты со свойствами и расходом энергоносителей при плавке стали	20
Самусев С.В., Романцов А.И., Жигунов К.Л., Люскин А.В., Сигида М.С. Методика расчета геометрических параметров кромки на участке кромкогибочного пресса в линии ТЭСА-1420 в условиях Челябинского трубопрокатного завода	25

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Арабей А.Б., Фарбер В.М., Лежнин Н.В., Пышминцев И.Ю., Селиванова О.В., Глебов А.Г., Баженов В.Е. Микроструктура и дисперсные фазы трубных сталей класса прочности Х80 для магистральных газопроводов	30
Клинггер Л., Бокштейн Б.С., Родин А.О. Модель зернограничной сегрегации в системах с ограниченной растворимостью и химическими соединениями	38
Романцев Б.А., Лубе И.И. Исследование процесса прошивки заготовки в гильзы с «подъемом» по диаметру в двухвалковом стане винтовой прокатки МИСИС-130Д	41

Теп Э.Б., Лихолобов Е.Ю. Управление процессом плавки стали 110Г13Л измерением активности кислорода в расплаве	45
Осадчий В.А., Костюхин Ю.Ю., Бузинов А.В. Расчет формоизменения полосы в клети профилигибочного стана методом конечных элементов	48
Попов Е.В., Дружинин Г.М. Влияние теплофизических свойств стали на нагрев заготовок в печах	52
Чигиринский В.В. Аналитическое исследование модели пластической среды	55

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Арутюнов В.А., Левицкий И.А., Карвецкий А.А. Некоторые пути совершенствования технологии сжигания топлива в методических нагревательных печах	58
--	----

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Фомин С.Я. Инструментальный комплекс средств поддержки выбора решений в АСУ производством	61
--	----

ОТКЛИКИ И РЕЦЕНЗИИ

Еланский Г.Н. Рецензия на учебник А.Н. Смирнова, С.В. Куберского, Е.В. Штепана «Непрерывная разливка стали»	66
--	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Мошкина Е.А., Шатохин С.К. Повышение эффективности АСУ газоотводящих трактов сталеплавильных печей с целью улучшения энерго-экологических показателей их работы	68
К 75-летию Эдуарда Эдгаровича Меркера	70

CONTENTS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Korovushkin V.V., Smagina A.V., Podgorodetzkiy G.S. Messbauer spectroscopy application to iron ore raw material reduction degree determination	3
Malishev V.P., Kajickenova S.Sh. Steelmaking synergetical perfection with preliminary pig iron refining	5
Curnosov V.V., Shultz L.A. Nonoxidizing steel heating in blacksmith's shop batch furnace	9
Colobov A.V., Fedotov E.S., Lisunetz N.L., Radyuck A.G., Vinogradov A.I. Trapezium and cutting angle minimization ways for coil steel slitting at "Severstal-Sheksna" limited liability company conditions	14
Bogatov A.A., Lesthew I.V. Metal strain and destruction mechanics at plain deformation conditions equiangular extrusion	17
Anickeev V.V., Zonnenberg N.N., Nikitin V.I. Charge quality and composition intercommunication with power supplier properties and consumption at steelmaking process	20
Samusev S.V., Romantsov A.J., Gigunov K.L., Lyuskin A.V., Sigida M.S. Mill edge geometry parameters computation method at die punch of the sides press in line of Chelyabinsk pipe mill conditions	25

MATERIALS SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Arabey A.B., Farber V.M., Legnin N.V., Pishmintzev I.Yu., Selivanova O.V., Glebov A.G., Bagenov V.E. X 80 strength class tube steel for gas line pipeleading microstructure and disperse phases	30
Klinger L., Bockshtein B.S., Rodin A.O. Grain-boundary segregation model for systems with limited solubility and chemical compounds	38

Romantzev B.A., Lube I.I. Blank two-roll piercing process into hollow billet with diameter stroke on MISIS screw-rolling mill study	41
Ten Ed.B., Likholobov E.Yu. Steelmaking process control with melt oxygen activity measurements	45
Osadchij V.A., Costyukhin Yu.Yu., Bushinov A.V. Strip shape change finite elements method computation for profile sizing rolling mill	48
Popov E.V., Drujinin G.M. Steel thermophysical properties influence on billets heating in combustion furnace	52
Chigirinskij V.V. Plastic medium model analytical study	55

RATIONAL NTURE MANAGEMENT FOR FERROUS MATELLURGY

Arutyunov V.A., Levitzkij L.A., Carvetzckij A.A. Some ways fuel buning improvement for continuous heating furnace	58
--	----

AUTOMATION SYSTEMS INFORMATICS

Fomin S.Ya. Fooling complex to maintain operational decision choice for automatic production management information system	61
---	----

RESPONSES, REVIEWS

Elanskiy G.N. Review on the A.N. Smirnov, S.V. Cubersckij and E.V. Shtepan's textbook "Continuous casting of steel"	66
--	----

BRIEF COMMUNICATION

Moshckina E.A., Shatokhin S.K. Automatic management system for steelmaking furnaces chimney flue gas path efficiency rise to improve energy- and ecology indexes of their work	68
To 75-th birthday of Edward Edgarovitch Mercer	70

Подписано в печать 02.02.2012. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3434.

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