МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

8 Издается с января 1958г ежемесячно 2004

МОСКВА ◦МИСИС◦ 2004

Главный редактор:
В А ГРИГОРЯН

Заместители главного редактора:
С М КУЛАКОВ

Ответственный секретарь:
М М ГРОМОВА

Заместитель ответственного секретаря:
Н П ОЛЕНДАРЕНКО

Члены редакционной коллегии:

А А АГАПОВА
В К АФАНАСЬЕВ
В Е ГРОМОВ
Н А ЕФИМОВ
А В ЗИНОВЬЕВ
Ю С КАРАБАСОВ
С Г КОРОТКОВ
В А КРИВАНДИН
С А КРУПЕННИКОВ
Н М КУЛАГИН
Б В ЛИНЧЕВСКИЙ
В П ЛУЗГИН
Г Г МИХАЙЛОВ
В Н ПЕРЕТЯТЬКО
Е В ПРОТОПОПОВ
В А РОМЕНЕЦ
В М РЯБКОВ
А Н САВЕЛЬЕВ
И Ф СЕЛЯНИН
А Ф СОФРОШЕНКОВ
А И СТЕПАНОВ
В А ТЮРИН
Ю И УТОЧКИН
Ю П ФИЛИМОНОВ
С Я ФОМИН
В П ЦЫМБАЛ
К А ЧЕРЕПАНОВ
К М ШАКИРОВ
М А ШТРЕМЕЛЬ
Л А ШУЛЬЦ
Ю С ЮСФИН
Н Ф. ЯКУШЕВИЧ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции

119991, Москва В-49, Ленинский пр-т, д 4
Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет),
тел /факс (095) 236-14-27
654080, Новокузнецк, 80, 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 адресу http //www rusmet ru/izvuzchermet
E-mail ferrous@misis ru
E-mail redjizvz@sibsiu ru

ФИЗИЧЕСКАЯ ХИМИЯ И ТЕОРИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

УДК 669.046·541 123·536 77

© 2004 г. Б.П. Бурылев, Л.Б. Цымбулов, Л.Ш. Цемехман

МЕТОД РАСЧЕТА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ВЕЛИЧИН ПО УРАВНЕНИЮ РАСТВОРИМОСТИ

Уравнение растворимости Бурылева впервые использовано в трудах Седьмого международного конгресса и симпозиума по росту кристаллов [1] на основании теории смешанных растворителей [2, 3] и в последующем применялось [4, 5] к системам Fe–*Me*–H. Это уравнение может быть распространено на тройные системы [6], а затем и на многокомпонентные

Уравнение растворимости для бинарных систем имеет вид

$$RT\ln x_3 = x_1 RT\ln x_3^{(1)} + x_2 RT\ln x_3^{(2)} + \Delta G^{изб}, \qquad (1)$$

здесь x_3 и $x_3^{(1)}$, $x_3^{(2)}$ – растворимость компонента *3* в сплаве и чистых растворителях *1* и *2*; x_1 и x_2 – мольные доли компонентов-растворителей; $\Delta G^{изб}$ – избыточная мольная энергия Гиббса системы из компонентов *1* и *2*, Дж/моль

Цель настоящей работы – применение к системам с высокими концентрациями растворяемого вещества уравнения (1), что существенно изменяет заложенные предпосылки Такими системами являются растворы углерода в сплавах Ni–*Me*, поэтому экспериментально исследована растворимость углерода в расплавах Ni–Fe. Метод экспериментирования описан ранее [7], некоторые методические особенности опубликованы в работе [8].

Методика эксперимента была следующей. В графитовый тигель высотой 70 и внутренним диам. 22 мм помещали 16 г карбонильного железа и никеля. Поверх металла засыпали 5 г порошка графита Тигель с шихтой помещали в алундовый реактор, который устанавливали в печь с графитовым нагревателем, доводили температуру до 1673 К и выдерживали в печи заданное время. В течение всего опыта через реактор пропускали аргон По окончании опыта тигель вынимали из печи и охлаждали на воздухе Охлажденный слиток анализировали на содержание углерода [C], которое определяли методом сжигания на анализаторе фирмы "LECO" CS-444 Погрешность определения количества углерода при уровне его содержания 2–5 % (по массе) составляла 3 % (отн) С целью определения времени, необходимого для достижения состояния равновесия, длительность выдержки варьировали от 5 мин до 7 ч Результаты измерений приведены ниже

Состав расплава, % (по массе)		[C], % (по массе)	x_C, доля (мол)
Ni	Fe		
100	0	2,17	0,096
90	10	2,06	0,091
80	20	1,88	0,083
70	30	2,12	0,093
60	40	2,48	0,106
50	50	2,89	0,121
40	60	3,33	0,136
30	70	3,75	0,153
20	80	4,22	0,166
10	90	4,63	0,178
0	100	5,14	0,193

Для контроля полученных результатов сопоставим их с исследованиями [9] для разных температур. Эти исследования для 1673 К показали следующие значения растворимости углерода в никеле·

[C], % (по массе)	1,97	2,04	1,95	2,04
x_C, долл (мол)	0,0895	0,0932	0,0887	0,0932

Из уравнения температурной зависимости растворимости углерода в жидком никеле

$$\lg x_C^{Ni} = -1240/T - 0{,}3026 \qquad (2)$$

для $T = 1673$ К находим, что $x_C = 0{,}0904$, различие приведенного выше результата измерения с полученным расчетным значением x_C составляет всего 6 %. Значительно большее различие с имеющимися данными [7] для системы Fe–C должно послужить основой для дальнейшего анализа

Построенные графики зависимостей [% C] от [% Fe] и x_C от x_{Fe} показывают, что растворимость углерода в сплавах Ni–Fe минимальна примерно при $x_{Fe} = 0{,}2$, что согласуется с данными работы [10].

Если использовать значения растворимости углерода по отношению к сумме растворителей [Ni] + [Fe] = 100 %, или $x_{Ni} + x_{Fe} = 1{,}0$, то можно из уравнения растворимости (1) по опытным данным оценить избыточную мольную энергию Гиббса расплавов Ni–Fe

© "Известия высших учебных заведений Черная металлургия" 2004
Издание Московского государственного института стали и сплавов (технологического университета)

Из опытных данных о растворимости углерода при 1673 К получаем значения $RT\ln x_C$ в функции содержания железа

x_{Ic}, доля (мол.)	0	0,1	0,2	0,3	0,4	
$-RT\ln x_C$	32596	33317	34545	33030	31211	
x_{Ic}, доля (мол.)	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
$-RT\ln x_C$	29370	27715	26120	24973	24002	22877

График зависимости $RT\ln x_C$ от x_{Ic} показывает экстремум при $x_{Ic} = 0{,}2$

По известным значениям $RT\ln x_C^{(Ic)} = -22877$ Дж/моль, $RT\ln x_C^{(Ni)} = -32596$ Дж/моль и приведенным выше значениям $RT\ln x_C$, рассчитанным по уравнению (1), представляется возможность расчета избыточной мольной энергии Гиббса переохлажденных до 1673 К сплавов системы Ni–Fe при этой температуре

x_{Ic}, доля (мол.)	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
$-\Delta G^{изб}$, Дж/моль	1693	3893	3350	2502	1634
x_{Fe}, доля (мол.)	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
$-\Delta G^{изб}$, Дж/моль	981	327	152	153	0

Для сплавов системы Ni–Fe в интервале $x_{Fe} = 0-0{,}7$ зависимость $\Delta G^{изб}$ от x_{Ni} и x_{Fe} описывается уравнением

$$\Delta G^{изб} = 9800x_{Ic}x_{Ni} - 36300x_{Fe}x_{Ni}^2 \qquad (3)$$

Для сравнения приведем относящиеся к разным сплавам данные работы [11], полученные расчетом для 1873 К по формуле

$$\Delta G^{изб} = -22000x_{Fe}x_{Ni}^2: \qquad (4)$$

x_{Fe}, доля (мол.)	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
$-\Delta G^{изб}$, Дж/моль	1782	2816	3234	3168	2750
x_{Fe}, доля (мол.)	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
$-\Delta G^{изб}$, Дж/моль	2112	1386	704	198	0

К сожалению, сопоставить данные для одной температуры невозможно

Результаты работ [12–15] для 1873 К, полученные расчетом по выражению

$$\Delta G^{изб} = RT(x_{Ni}\ln f_{Ni} - x_{Fe}\ln f_{Fe}), \qquad (5)$$

в котором f_i – коэффициент активности компонента i системы, характеризуются следующими данными

x_{Fe}, доля (мол.)	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
$-\Delta G^{изб}$, Дж/моль:					
работа [12]	1239	2091	2565	2660	2328
–·– [13]	937	1617	2062	2258	2208
–·– [14]	1329	2427	2954	3170	3002
–·– [15]	1420	2395	2952	3132	3009

x_{Ic}, доля (мол.)	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
$-\Delta G^{изб}$, Дж/моль					
работа [12]	1896	1470	1004	515	0
–·– [13]	1909	1478	1011	520	0
–·– [14]	2600	2036	1377	688	0
–·– [15]	2649	2127	1394	758	0

Сравнение полученных результатов показывает, что предложенный метод расчета мольной энергии Гиббса сплавов системы Ni–Fe на основе полученных экспериментально растворимостей углерода в никеле и железе сопоставим с другими методами установления термодинамических свойств этих расплавов. Лучшее согласие наблюдается в области невысоких концентраций растворенного углерода в сплавах Ni–Fe–$C_{нас}$, т.е. в области высоких содержаний никеля. Уравнение (1) строго применимо лишь при $x_3 \to 0$, в системе же Ni–Fe–$C_{нас}$ значение ε_3^{Ni} примерно равно 0,09, а ε_3^{Fe} приблизительно составляет 0,2. Однако несмотря на это уравнение (1) качественно правильно передает отрицательные отклонения от идеальности во всем интервале, полуколичественно – в области высоких концентраций растворяемого элемента (железа) и количественно – в области жидкого никеля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бурылев Б.П. – В кн.: Седьмой международный конгресс и симпозиум по росту кристаллов. Тезисы докладов. – М.: Наука, 1966. С. 73.
2. Бурылев Б.П. // ЖФХ. 1963. Т. 37. №9. С. 2068–2076.
3. Бурылев Б.П. // ЖФХ. 1965. Т. 39. №5. С. 1157–1163.
4. Бурылев Б.П. // ЖФХ. 1964. Т. 38. №8. С. 1895–1903.
5. Бурылев Б.П. // ЖФХ. 1966. Т. 40. №4. С. 822–825.
6. Бурылев Б.П. // Теоретическая и экспериментальная химия. 1965. №4. С. 548–550.
7. Бурылев Б.П. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1963. №9. С. 11–15.
8. Цымбулов Л.Б., Гавриилов П.В., Цемехман Л.Ш. // Металлы. 2000. №2. С. 29–31.
9. Пожидаев Ю.В., Бурылев Б.П., Добровинский И.Е. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1975. №10. С. 22–25.
10. Бурылев Б.П. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1965. №12. С. 5–12.
11. Бурылев Б.П. // Изв. вуз. Цветная металлургия. 1964. №4. С. 65–72.
12. Belton G.R., Fruehan R.J. // J. Phys. Chem. 1967. V. 71. №5. P. 1403–1409.
13. Maruyama N., Ban-ya S. // J. Japan Inst. of Metals. 1978. V. 42. №10. P. 992–999.
14. Conard B.R., McAneney T.B., Sridhar R. // Metallurg. Trans. 1978. V. 9B. P. 463–468.
15. Rammensee W., Fraser D.G. // Ber. Bunsendes. Phys. Chem. 1981. V. 85. P. 588–592.

ОАО "Научно-исследовательский институт по монтажным работам" (г. Краснодар) Поступила 9 июня 2003 г.

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧУГУНА

УДК 669 162 12 662 785

© 2004 г. С.И. Животиков, В.Г. Михайлов, С.Н. Кичигин, С.А. Фабричных, Е.А. Путилин

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ АГЛОМЕРАЦИОННОГО ПРОЦЕССА НА УДЕЛЬНУЮ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ПРИ СПЕКАНИИ ТОНКОЗЕРНИСТЫХ КОНЦЕНТРАТОВ[1]

Целью проведенных исследований являлось изыскание возможности увеличения удельной производительности агломашин при спекании тонкозернистых концентратов путем варьирования состава и крупности окомкованной шихты, а также математическое описание и оценка влияния этих параметров на удельную производительность

В качестве технологических факторов, влияющих на удельную производительность (P), использовались содержание топлива (T) и извести ($И$), а также крупность окомкованной шихты, характеризуемая эквивалентным диаметром ($d_{экв}$) – средней гармонической величиной, определяемой по результатам ситового рассева

В исследованиях [1] подобным образом изучены эти вопросы и получены аналитические зависимости влияния состава рудной части и содержания топлива в шихте на удельную производительность Однако в них не было учтено влияния такого фактора, как крупность окомкованной шихты Влияние содержания извести рассмотрено в работах [2, 3]. В настоящей же работе оценивалось комплексное влияние технологических факторов на удельную производительность с учетом их неразрывной взаимосвязи при спекании шихты, рудная часть которой состоит из 100 % концентратов

Экспериментальную часть работы проводили на лабораторной агломерационной установке, представляющей собой чашу диам. 260 и высотой 400 мм, соединенную посредством газоотводящего тракта с эксгаустером

Рудная часть шихты на 100 % состояла из смеси концентратов Лебединского и Стойленского ГОКов Эти концентраты отличаются содержанием до 90–94 % класса менее 0,05 мм, а основным рудным материалом является магнетит, представленный в виде вкраплений в кварце и железистых силикатах [2, 4]. Содержание возврата 25 % В качестве флюсов использовали смесь известняка и доломита в соотношении 1 1.

Шихту окомковывали на тарельчатом грануляторе диам 1 м при частоте вращения 16 об/мин Крупность окомкованной шихты варьировалась путем изменения количества влаги и продолжительности окомкования Во всех опытах окомкованная шихта загружалась слоем высотой 400 мм В процессе спекания поддерживалось постоянное разрежение 9,81 кПа

Исследуемые факторы варьировались таким образом, чтобы факторное пространство охватывало их возможные значения, применяемые на аглофабрике ОАО "Новолипецкий металлургический комбинат" (НЛМК) [3] Пределы варьирования исследуемых факторов следующие:

Параметр	Значение		Нулевой уровень	Шаг варьирования
	min	max		
$И$, %	1,5	3,5	2,5	1,0
$d_{экв}$, мм	2,0	4,0	3,0	1,0
T, %	3,5	4,5	4,0	0,5

Для получения математической модели использовали план центрального композиционного ротатабельного планирования второго порядка по трем переменным [5, 6] Матрица планирования и результаты опытов приведены ниже

Опыт	$И$ %	$d_{экв}$, мм	T, %	P т/(м^2 ч)	$P_{расч}$, т/(м^2 ч)
1	3,5	4,0	4,5	1,525	1,545
2	1,5	4,0	4,5	0,807	0,619
3	3,5	2,0	4,5	1,411	1,445
4	1,5	2,0	4,5	1,045	1,023
5	3,5	4,0	3,5	1,435	1,349
6	1,5	4,0	3,5	0,418	0,422
7	3,5	2,0	3,5	1,325	1,250
8	1,5	2,0	3,5	0,952	0,827
9	4,2	3,0	4,0	1,886	1,749
10	0,8	3,0	4,0	0,623	0,615
11	2,5	4,7	4,0	0,626	0,709
12	2,5	1,3	4,0	0,936	0,965
13	2,5	3,0	4,8	1,324	1,347
14	2,5	3,0	3,2	0,918	1,017
15	2,5	3,0	4,0	1,153	1,182
16	2,5	3,0	4,0	1,139	1,182
17	2,5	3,0	4,0	1,180	1,182
18	2,5	3,0	4,0	1,146	1,182
19	2,5	3,0	4,0	1,195	1,182
20	2,5	3,0	4,0	1,155	1,182

[1] Работа выполнена под руководством д т н проф Г В Коршикова

Регрессионный анализ приведенных данных с учетом значимости позволяет получить следующую модель·

$$Y = 1{,}182 + 0{,}337X_1 - 0{,}076X_2 + 0{,}098X_3 + \\ + 0{,}126X_1X_2 - 0{,}122X_2^2, \qquad (1)$$

где Y – удельная производительность по бункерному агломерату, т/(м^2·ч), X_1, X_2, X_3 – кодированные значения содержания извести, эквивалентного диаметра, содержания топлива

Переход от кодированных значений факторов к абсолютным осуществляется по формуле

$$X_i = (x_i - x_{i0})/\eta, \qquad (2)$$

где x_i и x_{i0} – абсолютное значение i-го фактора текущее и на нулевом уровне, η – шаг варьирования

При переходе от кодированных значений факторов к абсолютным модель принимает вид

$$P = -0{,}3695 - 0{,}041И + 0{,}341d_{экв} + 0{,}196T + \\ + 0{,}126Иd_{экв} - 0{,}122\,d_{экв}^2 \qquad (3)$$

Анализ выражений (1), (3) показывает, что в пределах факторного пространства оптимальное значение, при котором достигается наивысшая удельная производительность, определено только для крупности окомкованной шихты Экспериментально полученная удельная производительность изменяется в пределах 0,411 – 1,525 т/(м^2 ч), максимальное значение 1,621 т/(м^2·ч) достигается при $d_{экв} = 3{,}21$ мм, $И = 3{,}5$ % и $T = 4{,}5$ %

Графический анализ полученной модели приведен на рис 1, откуда видно, что повышение содержания извести в шихте при постоянном значении остальных факторов влечет за собой линейное возрастание удельной производительности При этом интенсивность влияния такого параметра, как содержание извести, усиливается по мере роста крупности окомкованной шихты [2]. Увеличение содержания топлива не нарушает характера этой зависимости, но повышает удельную производительность за счет роста выхода годного В уравнении это выражается повышением свободного члена

Эффективность увеличения крупности окомкованной шихты как средства повышения удельной производительности определяется содержанием в шихте извести и топлива Зависимость удельной производительности от крупности шихты при постоянном значении остальных факторов носит экстремальный характер (рис 2). При этом по мере повышения содержания извести в шихте экстремум сдвигается в сторону увеличения значений $d_{экв}$ и P. При $И = 1{,}5$ % оптимальный эквивалентный диаметр не определен – зависимость носит убывающий характер, а при $И = 3{,}5$ % получаем $d_{экв} = 3{,}21$ мм. Повышение содержания извести способствует росту прочности гранул окомкованной шихты, что приводит к возрастанию вертикальной скорости спекания и, как следствие, – к росту удельной производительности В полученной модели эти явле-

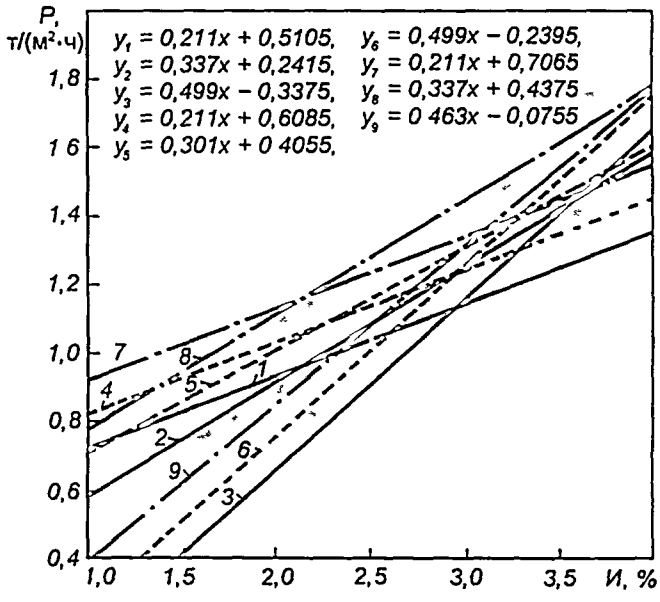


Рис 1 Влияние содержания топлива и крупности окомкованной шихты на зависимость удельной производительности от содержания извести в шихте

—— – $T = 3{,}5$ % – – – – $T = 4$ % —·— $T = 4\,5$ %

1, 4, 7 – $d_{экв} = 2$ мм *2, 5, 8* – $d_{экв} = 3$ мм, *3, 6, 9* – $d_{экв} = 4$ мм

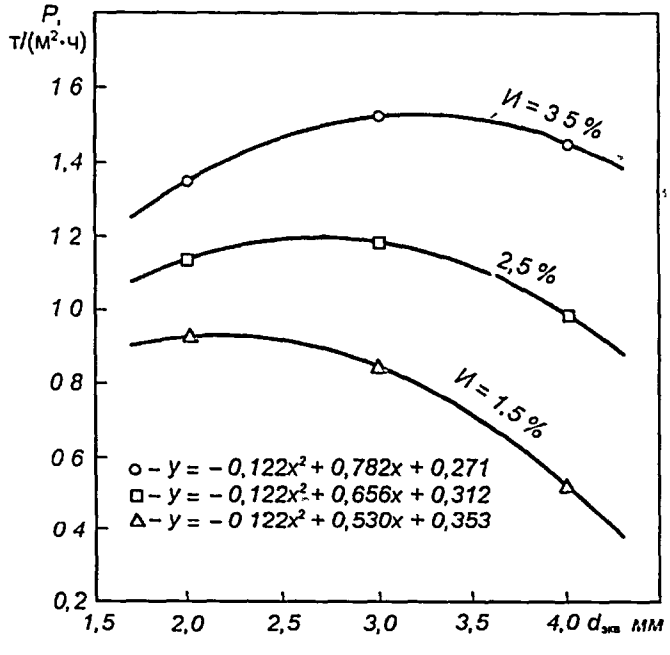


Рис 2 Влияние содержания извести на зависимость удельной производительности от крупности окомкованной шихты при $T = 4$ %

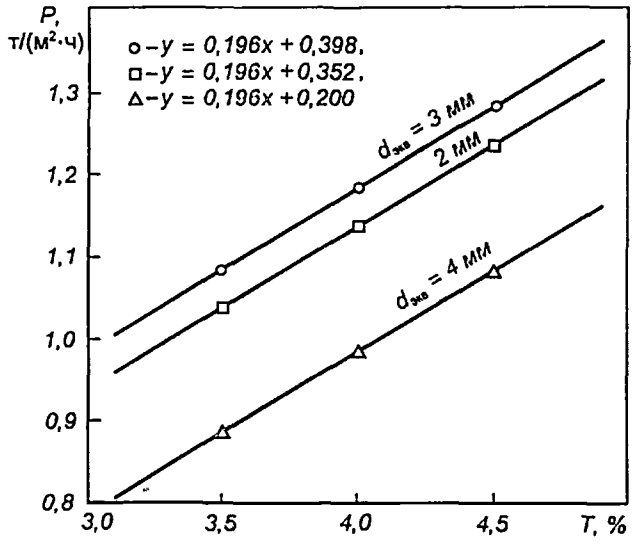


Рис 3 Влияние крупности окомкованной шихты на зависимость удельной производительности от содержания топлива в шихте при $И = 2{,}5$ %

ния описываются взаимодействием факторов [см выражения (1), (3)] Изменение содержания топлива также не меняет вид зависимостей· по мере увеличения его количества повышается удельная производительность

При постоянных значениях содержания извести и эквивалентного диаметра рост содержания топлива приводит к линейному возрастанию удельной производительности (рис. 3). Варьирование эквивалентного диаметра, как и содержания извести, не оказывает влияния на характер этой зависимости, но изменяет значения удельной производительности При этом увеличение содержания извести приводит к росту удельной производительности по линейной зависимости, а влияние крупности шихты носит экстремальный характер (рис. 3) Это иллюстрируется нарушением последовательности расположения графиков рис 2· график с $d_{экв} = 4$ мм занимает самое нижнее положение по оси ординат

Таким образом, получена адекватная математическая модель, отражающая влияние на удельную производительность агломашины при спекании тонкозернистых концентратов содержания топлива и извести, а также крупности окомкованной шихты в диапазоне возможного варьирования этих факторов на производстве.

При переносе установленных зависимостей на промышленные условия можно заключить, что при спекании шихты с высоким содержанием тонкозернистых концентратов увеличение крупности окомкованной шихты является эффективным способом повышения удельной производительности агломашин Например, при увеличении с $d_{экв} = 1{,}8-2{,}2$, достигнутого на аглофабрике ОАО "НЛМК" [5], до $d_{экв} = 3{,}21$ мм удельная производительность повышается с 1,200–1,240 до 1,621 т/(м^2·ч) При этом содержание извести должно быть не менее 3,0–3,5 % Таким образом, возможность использования увеличения степени окомкования определяется содержанием извести в шихте

Влияние содержания топлива на величину оптимальной крупности является незначимым, поэтому повышение этого показателя нецелесообразно рассматривать в качестве интенсифицирующего фактора агломерационного процесса

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ефименко ГГ, Княжанский ММ, Смирнов СВ и др // Изв вуз Черная металлургия 1979 №3 С 13–16
2. Коршиков ГВ, Невмержицкий ЕВ, Хайков МА // Сталь 1974 №1 С 7–12, №8 С 675–682
3. Коршиков ГВ, Пономарев ВН, Хайков МА.– В кн Окускование железных руд и концентратов.– Свердловск изд. ин-та Уралмеханобр, 1975 Сб №2 С 27–34
4. Скороходов ВИ, Коршиков ГВ, Зевин СЛ // Сталь 1998 №10 С 8–13
5. Рохваргер АЕ, Шевяков АЮ Математическое планирование научно-технических исследований (статистический подход) – М Наука, 1975 – 440 с
6. Блохин ВГ, Глудкин ОП, Гуров АИ Современный эксперимент Подготовка, проведение, анализ результатов – М · Радио и связь, 1997 – 233 с

Липецкий государственный технический университет Поступила 3 февраля 2003 г

МЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ

УДК 669.18

© 2004 г. В.Б. Охотский

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПРОЦЕССОВ СГОРАНИЯ ТОПЛИВА И РАЗМЕРОВ МАРТЕНОВСКОЙ ВАННЫ

В свое время унификация типоразмеров мартеновских печей была осуществлена на основе вида используемого топлива [1] и способствовала унификации оборудования, что удешевляло их сооружение и эксплуатацию В дальнейшем в зависимости от конкретных условий в ходе реконструкции и модернизации печей стремились, главным образом, максимизировать их производительность и минимизировать удельный расход условного топлива Как показал анализ [2], эффективность тепловой работы мартеновской печи зависит от ее размеров Представляет интерес изучение закономерностей, связывающих размеры рабочего пространства мартеновской печи и процессы сгорания в ней топлива. Скоростная киносъемка позволила установить, что газовый и мазутный факелы в промышленных мартеновских печах представляют собой вихри, движущиеся со скоростью 10–100 м/с и пульсирующие с частотой 10–100 Гц [3]. В работе [4] показано, что факел горящего топлива с позиций волновой гидродинамики может рассматриваться как волна ускорения длиной $\lambda_a = \pi D_a$, которая представляет собой термик диаметром D_a, продвигающийся в рабочее пространство печи на расстояние L_a, пока амплитуда α_a волны ускорения не вырастет до значения $\alpha_a \approx \lambda_a$ и термик не оторвется от конца струйного участка длиной L_a. Оба параметра D_a и L_a факела как волны ускорения пропорциональны комплексу $(J^2/g)^{1/5}$, где J – объемный расход топлива, g – гравитационное ускорение. Скорость движения термика как волны ускорения составляет $u_a = [a\lambda_a/(2\pi)]^{1/2}$, где a – ускорение движения, которое можно определить по данным работы [5]; следовательно,

$$u_a = \frac{\sqrt{c_D \rho_{ex} D_a}\, w_{ex} \cos\theta}{\sqrt{\pi n \rho_s x}}; \qquad (1)$$

здесь $c_D = 1$ – коэффициент сопротивления движению; ρ_{ex} и ρ_s – плотности струи и окружающей среды; w_{ex} – скорость струи газов на выходе из сопла горелки; $\theta \approx 90°$ – угол между осью струи и направлением движения термика; n – отношение давлений в скачке уплотнения; x – пройденное термиком расстояние.

Если пульсации термика вызваны образованием за ним следа и сброса из него вихрей, то частота f пульсации составляет $f = u_a/D_a$; после подстановки в это выражение значений u_a и D_a и некоторых преобразований получим

$$\mathrm{Sl}_a \equiv \frac{fD_a}{w_{ex}} = \frac{\sqrt{c_D \rho_{ex} D_a}\, \sin\theta}{\sqrt{\pi n \rho_{ex} x}}, \qquad (2)$$

где Sl_a – число Струхаля

На рис. 1 представлены экспериментальные значения u_f и Sl_f, которые сопоставлены с расчетными по формулам (1) и (2) значениями u_a и Sl_a. Независимо от вида топлива фактическая скорость u_f движения вихря и скорость u_a термика как волны ускорения близки между собой (рис 1, *а*) Отклонения фактического значения Sl_f от расчетного Sl_a могут быть связаны как с трудностями определения частоты пульсаций в эксперименте, так и с до-

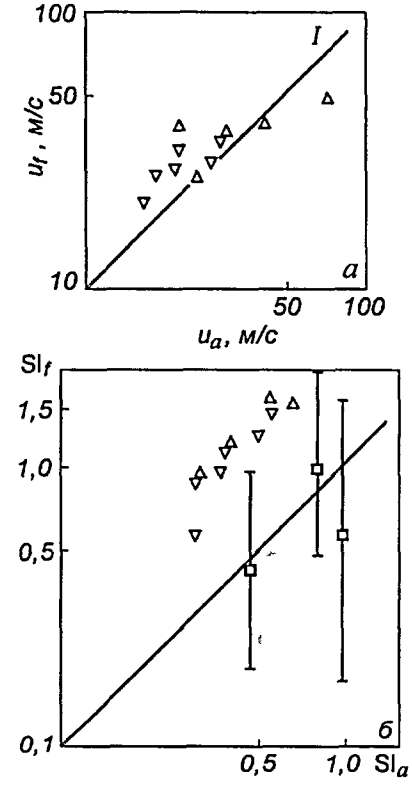


Рис 1 Скорость движения (*а*) и частота пульсаций (*б*) термиков Δ, ∇ и □ – виды используемого топлива газифицированный мазут, смешанный газ [3] и городской газ [6], *I* – линия равных значений

пущениями при расчете из-за сложности определения плотности струи при многокомпонентных средах Однако параллельность эмпирических зависимостей и линий равных значений (рис 1, *б*) свидетельствует о качественном соответствии предложенной модели объективной реальности При сжигании городского газа в лабораторных условиях [6] частота пульсаций температуры изменяется по сечению факела, но в целом расчетные по формуле (2) значения Sl_a числа Струхаля коррелируют с фактическими Sl_f (рис 1, *б*)

В работе [4] указывается на двойственную природу факела, который является, с одной стороны, турбулентной струей, эжектирующей окружающую среду по закономерности $G/G_{ex} = 0{,}293\rho_s^{1/2} l_m/(\rho_{ex}^{1/2} d_{ex})$, а с другой – волной ускорения, образующей струйный участок длиной $L_j = k_j(J^2/g)^{1/5}$ с коэффициентом пропорциональности k_j, значение которого для каждого вида топлива может быть определено расчетом по аналогичному выражению (здесь G и G_{ex} – массовый расход в струе на расстоянии l_m и на выходе из сопла диаметром d_{ex})

Данные о параметрах мартеновских печей и их отоплении, приведенные в работах [7, 8] и других отечественных и зарубежных источниках, были систематизированы и проанализированы в поисках закономерностей взаимосвязи процессов горения и размеров рабочего пространства печей Сведения, полученные при использовании в мартеновских печах низкокалорийного топлива, позволили расширить диапазон исходных условий

На рис 2, *а* сопоставлено расстояние $\bar{l}_m \equiv l_m/d_{ex}$ по длине турбулентной струи, на котором достигается стехиометрическое соотношение топлива и окислителя, нужное для сгорания топлива, с длиной ванны $\bar{L}_в \equiv L_в/d_{ex}$ мартеновской печи, отапливаемой генераторным, природным газами и мазутом Отношение $L_в/l_m$ составляет в среднем соответственно 3,9, 4,2 и 5,7, по-видимому, смешение воздуха и топлива не определяет необходимой длины рабочего пространства мартеновской печи.

На рис 2, *б* показано изменение длины мартеновской ванны с изменением объемного расхода J_Σ газов, подаваемых через сопло отопительного устройства (кессон, форсунка, горелка), в том числе распылителя при использовании мазута

Длина L_j струйного участка для генераторного газа (линия *1а*), смешанного газа (*2а*), мазута (*3а*), природного газа (*4а*) и природного газа с мазутом (линия *5а*), рассчитанная по работе [4], ближе всего к длине мартеновской ванны, когда используется низкокалорийное топливо, генераторный и смешанный газы, и значительно меньше длины мартеновской ванны при использовании высококалорийного топлива Очевидно, что в первом случае выбор расхода топлива и, следовательно, тепловой мощности осуществляется в соответствии с имеющейся длиной печи

В работе [4] высказано предположение, что горение газообразного топлива или топлива, испарившегося из распыленных капель мазута, происходит в пределах термика Такое же мнение высказано в работе [3].

Согласно мнению авторов работы [9], изменение нормальной скорости $u_н$ горения газообразного топлива с

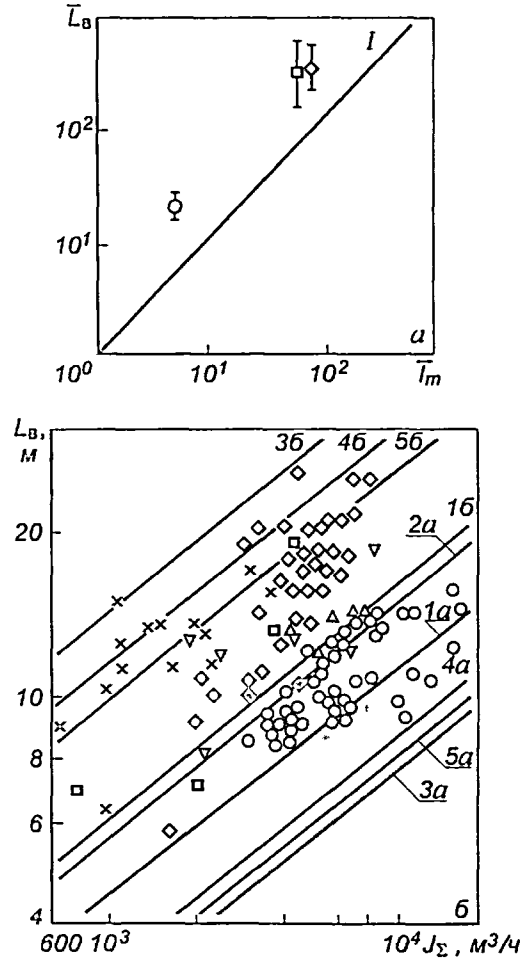


Рис 2 Сопоставление с длиной мартеновской ванны пути смешения (*а*) и струйного участка факела или длины пути сгорания термика, (*б*) ○ и Δ – генераторный и смешанный газы, □ – мазут; ◊ и × – природный газ и его смесь с мазутом, ◇ – двуванные печи отапливаемые природным газом с мазутом

температурой T определяется изменениями коэффициентов молекулярной диффузии и теплопроводности В соответствии с формой зависимости последних от температуры [10] можно принять, что нормальная скорость $u_{н_T}$ горения составляет $u_{н_T} = u_{н_0}(T/273)^{3/2}$ (здесь $u_{н_0}$ – нормальная скорость горения газов при нормальных условиях, например по работе [9], и паров жидкого топлива – по работе [11])

За время $d\tau$ термик пройдет расстояние $dx = u_a d\tau$ Подставляя в это равенство u_a из формулы (1) и интегрируя в пределах от $x = 0$ при $\tau = 0$ до $x = L_c$ при $\tau = \tau_c$ (здесь L_c – путь, пройденный термиком за время $\tau_c = D_a/(2u_{н_T})$ его сгорания), после преобразований получим

$$L_c = k_c J^{2/5}, \qquad (3)$$

где k_c, если размерность J выражать в кубометрах за час, а L_c в метрах, составляет 0,39 для генераторного газа,

0,06 для смешанного, 0,90 для мазута, 0,73 для природного газа и 0,62 для природного газа с мазутом

На рис 2, *б* зависимость (3) для вышеперечисленных пяти газов представлена соответственно линиями *1б–5б* Сравнительный анализ зависимостей L_j и L_c показывает, что для генераторного газа они приближаются соответственно к нижней и верхней границам массива данных фактических длин $L_в$ мартеновской ванны и для полного сжигания топлива необходимо соблюдение условия $L_в > L_c$. Линия *2б* для смешанного газа находится за пределами поля рис. 2, *б* ввиду того, что значение L_c весьма мало и, значит, должно выполняться неравенство $L_в > L_j$ (линия *2а*) при отоплении печи смешанным газом Для мазута (линии *3а* и *3б*), природного газа (линии *4а* и *4б*) и природного газа с мазутом (линии *5а* и *5б*) $L_c \gg L_j$ и необходимо, чтобы соблюдалось условие $L_в > L_c$ Интересно, что для двуванных сталеплавильных агрегатов несмотря на значительное сокращение длины ванны указанные закономерности сохраняются Фактические соотношения $L_в$ и L_c для печей, где применяется высококалорийное топливо, особенно мазут, далеко не всегда отвечают необходимому, и чаще всего $L_в < L_c$, что должно вызвать недожог топлива

С позиций изложенной модели сжигания топлива известное из практики улучшение теплотехнических показателей мартеновского процесса при повышении температуры нагрева низкокалорийного газа и воздуха, подаче кислорода непосредственно в факел, добавке мазута к природному газу может быть связано с увеличением во всех этих случаях нормальной скорости сгорания топлива и сокращением пути горения термика

Факел как турбулентная струя имеет определенный угол раскрытия, постоянство которого объяснено с позиции аналогии струй и следов [4]. На рис 3 сопоставлены длина $L_в$ и ширина $B_в$ ванн отечественных и зарубежных мартеновских печей Вид топлива, согласно предварительному анализу, по-видимому не влияет на это соотношение, и поэтому на рисунке не обозначен Фактические данные близки и зачастую расположены выше линии *I* на рис 3, отвечающей теоретическому углу раскрытия турбулентной струи 22° [4]. При таком значении θ предотвращается контакт высокотемпературных продуктов сгорания с кладкой, который вызвал бы значительное повышение температуры последней на отводящей стороне печи Для зарубежных агрегатов эта закономерность более заметна, чем для отечественных. Использование в отечественной практике печей садкой более 500 т сопровождалось отставанием увеличения ширины печи по сравнению с увеличением ее длины (линия *II* на рис 3), что должно было сказаться на описанных процессах

Закономерности взаимосвязи процессов сгорания топлива и параметров мартеновских печей целесообразно использовать при выборе режима их отопления, в первую очередь тех, которые работают скрап-процессом на твердой шихте, когда увеличение тепловой мощности имеет особое значение

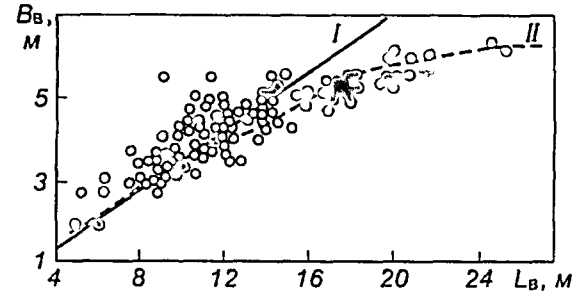


Рис 3 Соотношение длины и ширины мартеновской ванны отечественных (●) и зарубежных (○) печей

Выводы. Рассмотрены закономерности сжигания топлива в мартеновской печи и взаимосвязь этого процесса с параметрами мартеновской ванны

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лычагин А С Проектирование мартеновских печей – М Металлургиздат, 1963 – 280 с
2. Охотский В Б // Металлургическая и горнорудная промышленность 2000 № 5 С 15–17
3. Усовершенствование методов сжигания мазута в мартеновских печах / В Г Лисиенко, Б И Китаев, Н И Кокарев, А Г Капичев – М Металлургия 1969 – 246 с
4. Охотский В Б – В кн Металлургическая теплотехника Сб научных трудов ГМетАУ Т 2 – Днепропетровск изд Запорожской индустриальной академии, 1999 С 192–196
5. Adelberg M // AIAA J 1967 V 5 № 8 P 1408–1415
6. Кунучи М, Иинно Х – В кн Вопросы горения – М Металлургиздат, 1963 С 261–269
7. Anonim – In Symposium on Steelmaking ISI Spec Rep № 22 – London Publ ISI, 1938 P 373–404
8. Бюэлл В Мартеновская печь – М Металлургиздат, 1945 – 514 с
9. Семикин И Д, Аверин С И, Радченко И И Топливо и топливное хозяйство металлургических заводов – М Металлургия, 1965 – 391 с
10. Бретшнайдер С Свойства газов и жидкостей – М –Л Химия, 1966 – 391 с
11. Лебедев Б П Тихомиров В Г // ЖТФ 1960 Т 30 Вып 8 С 994–1005

Национальная металлургическая академия Украины (г Днепропетровск) Поступила 2 июля 2002 г

УДК 669 184·536 7

© 2004 г. И.А. Жибинова, К.М. Шакиров, Е.В. Протопопов

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ЖИДКОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ В АГРЕГАТАХ КОНВЕРТЕРНОГО ТИПА[1]

Вопросы поиска новых ресурсосберегающих технологий производства стали относятся к наиболее актуальным и привлекают все большее внимание исследователей теоретического и практического направлений

Как известно, металлургическая отрасль является одной из самых консервативных в отношении замены применяемых технологий и агрегатов принципиально новыми и более эффективными Перспективы развития конвертерных процессов в последнее время в значительной степени связаны с нахождением энергосберегающих вариантов переработки в конвертерах железорудного сырья способом жидкофазного восстановления Однако при реализации таких процессов возникает целый ряд проблем, относящихся к особенностям технологии, при исследовании и решении которых наиболее эффективным инструментом, на наш взгляд, является использование высокотемпературного и математического моделирования, что позволяет уйти от дорогостоящих методов проб и ошибок Последнее, кроме возможности оперативного подбора оптимальных параметров по ходу процесса, позволяет в ряде случаев выявить и новые, неизвестные до сих пор закономерности его протекания.

Ниже рассматриваются закономерности изменения содержания железа – основного элемента жидкой шлакометаллической ванны кислородного конвертера – по ходу ее продувки При этом в основу анализа положена идея определения термодинамической "движущей силы" реакций восстановления железа из шлаковой фазы в течение процесса и изменения с учетом ее величины кинетических факторов

Как известно, железо – основа металлозавалки в сталеплавильном переделе – по ходу процесса в том или ином количестве переходит в окисленной форме в шлаковую фазу и, к сожалению, частично остается в конечном шлаке, что приводит к потерям железа. Имеют место и другие потери, например при выбросах и переливах шлакометаллической эмульсии через горловину конвертера, испарение железа в высокотемпературной реакционной зоне, дополнительные потери при выносе и свертывании шлака Все эти негативные явления в той или иной мере связаны с текущим содержанием оксидов железа в шлаке, которое в связи с отмеченным оказывает влияние не только на закономерности протекания основных физико-химических превращений, но и на целый ряд важнейших технико-экономических показателей, в том числе и на выход жидкой стали При этом в случае реализации процессов жидкофазного восстановления вообще предусматривается ввод дополнительно значительного количества железосодержащих материалов (например, различных промышленных отходов) в ванну по ходу продувки Кроме того, содержание оксидов железа в шлаке по ходу процесса непосредственно влияет на текущее, а следовательно, и на конечное содержание в металле вредных примесей, таких как сера и фосфор

Отмеченное выше, а также ряд других особенностей процесса обусловливают необходимость оптимизации его параметров по текущему содержанию оксидов железа в шлаке, которая может быть реализована наиболее эффективно с помощью адекватной математической модели исследуемого объекта

При разработке математической модели жидкофазного восстановления учли, что содержание оксидов железа в шлаковой ванне изменяется в результате протекания на границе раздела металла со шлаком двух противоположно направленных процессов окисления железа со скоростью W_1 на поверхности контакта жидкого металла с потоком окислительного газа (струи кислорода) и восстановления железа из его монооксида со скоростью W_2 вначале кремнием, а затем растворенными в жидком чугуне фосфором и углеродом или дополнительно введенным углеродсодержащим восстановителем

Согласно накопленной информации и в соответствии с представлениями авторов, в условиях промышленных агрегатов скорость W_1 образования монооксида железа (скорость окисления железа) определяется в основном объемной скоростью q подачи окислительного газа

$$W_1 = 80\alpha_0 x_{ок}^{нач} q x_{Fe}, \qquad (1)$$

здесь α_0 – степень использования окислителя, доля от единицы, $x_{ок}^{нач}$ и x_{Fe} – молярные доли окислителя в исходном газе и железа в металле

Суммарная скорость противоположного процесса – восстановления оксидов железа по реакциям

$$(FeO)+\frac{1}{2}[Si]=[Fe]+\frac{1}{2}(SiO_2), \qquad (а)$$

$$(FeO)+\frac{2}{5}[P]=[Fe]+\frac{1}{5}(P_2O_5), \qquad (б)$$

$$(FeO)+[C]=[Fe]+\{CO\} - \qquad (в)$$

зависит не только от термодинамических функций, но и от их кинетических констант, и от суммарной эффектив-

[1] Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Минобразования РФ № Т02-05 2-2743

ной площади $S_{эф}$ контакта жидких металла и шлака Поэтому в данных условиях особую роль играют мероприятия по организации интенсивного перемешивания барботируемой шлакометаллической ванны [1] Тогда в общем случае смешанного в кинетическом отношении взаимодействия величина W_2 определится так

$$W_2 = S_{эф}\sum_{i=1}^{3} k_i^{\circ}\exp\left(-\frac{E_i}{RT}\right)\times \times\left\{[i]^{n_i}\left[(\mathrm{FeO})-(\mathrm{FeO})_i^{*}\right]^{m_i}\right\}\text{моль FeO/с}, \qquad (2)$$

здесь k_i° и E_i – безразмерная предэкспонента константы скорости i-й реакции и энергия активации последней, Дж/моль, R = 8,314 Дж/(моль К), T – температура, К, $[i]$ – содержание компонента i (кремния, фосфора или углерода) в металле, %; (FeO) и $(\mathrm{FeO})_i^{*}$ – фактическое и равновесное с i-м компонентом содержания монооксида железа в шлаке, %, n_i и m_i – порядок реакции по компоненту i и монооксиду железа соответственно

Разность между W_1 и W_2 определяет суммарную скорость изменения содержания монооксида железа в шлаке

$$W = dn_{\mathrm{FeO}}/d\tau = W_1 - W_2, \qquad (3)$$

и постановка задачи оптимизации параметров процесса с целью минимизации конечного содержания монооксида железа в шлаке определяется условием

$$n_{\mathrm{FeO}}^{\text{кон}} = \int_0^{n_{\mathrm{FeO}}^{\text{кон}}} dn_{\mathrm{FeO}} = \int_0^{\tau_{\text{пр}}} W d\tau = \int_0^{\tau_{\text{пр}}} [(W_1)-(W_2)]\,d\tau \to \min, \qquad (4)$$

где индексы "кон" и "пр" относятся к конечным значениям параметров и времени продувки

Решение задачи оптимизации с использованием уравнения (4) осложняется тем обстоятельством, что не все кинетические константы входящего в него уравнения (2) известны. Это относится как к k_i°, так и к E_i, n_i и m_i. В связи с этим без большого ущерба для корректности качественного анализа можно предложить упрощенную кинетическую теорию гетерогенных реакций между двумя жидкими фазами, имеющую достаточно обоснованную аргументацию Сущность этой кинетической теории заключается в том, что гетерогенные реакции типа (а)–(в) лимитируются медленными стадиями диффузии одного из компонентов в одной из фаз. Наиболее простую структуру кинетическое уравнение (2) приобретает в случае малой скорости диффузии монооксида железа в шлаковой фазе, а это один из наиболее вероятных вариантов, поскольку константы равновесия реакций взаимодействия монооксида железа с кремнием, фосфором и углеродом достаточно велики и поэтому торможение реакций диффузией их продуктов маловероятно При таком предположении кинетические уравнения реакции восстановления железа из его монооксида каждым из восстановителей будут иметь вид

$$W_2^{\mathrm{Si}} = \beta_{\mathrm{FeO}} S_{эф}[(\mathrm{FeO})-(\mathrm{FeO})_{\mathrm{Si}}^{*}] = = \nu D_{\mathrm{FeO}}^{0,5} S_{эф}[(\mathrm{FeO})-(\mathrm{FeO})_{\mathrm{Si}}^{*}], \qquad (5)$$

$$W_2^{\mathrm{P}} = \beta_{\mathrm{FeO}} S_{эф}[(\mathrm{FeO})-(\mathrm{FeO})_{\mathrm{P}}^{*}] = = \nu D_{\mathrm{FeO}}^{0,5} S_{эф}[(\mathrm{FeO})-(\mathrm{FeO})_{\mathrm{P}}^{*}], \qquad (6)$$

$$W_2^{\mathrm{C}} = \beta_{\mathrm{FeO}} S_{эф}[(\mathrm{FeO})-(\mathrm{FeO})_{\mathrm{C}}^{*}] = = \nu D_{\mathrm{FeO}}^{0,5} S_{эф}[(\mathrm{FeO})-(\mathrm{FeO})_{\mathrm{C}}^{*}], \qquad (7)$$

а суммарное уравнение достаточно просто

$$W_2 = W_2^{\mathrm{Si}} + W_2^{\mathrm{P}} + W_2^{\mathrm{C}} = 3\nu D_{\mathrm{FeO}}^{0,5} S_{эф} \times \times\left\{(\mathrm{FeO})-\frac{1}{3}\left[(\mathrm{FeO})_{\mathrm{Si}}^{*}+(\mathrm{FeO})_{\mathrm{P}}^{*}+(\mathrm{FeO})_{\mathrm{C}}^{*}\right]\right\}, \qquad (8)$$

здесь $\beta_i = D_i/\delta_i$ – константа скорости массоотдачи, м/с, D_i – коэффициент диффузии компонента, м^2/с, δ_i – эффективная толщина пограничного диффузионного слоя, м, ν – одинаковая для всех компонентов константа конвенции [2], с$^{-0,5}$

Движущая сила каждой из реакций восстановления железа из его монооксида, кроме текущего содержания последнего, определяется равновесной с восстановителем величиной $(\mathrm{FeO})_i^{*}$, которая в свою очередь связана с рассчитываемой по табличным термодинамическим данным константой K равновесия соответствующей реакции

$$K_{\text{а}} = \frac{a_{\mathrm{Fe}} a_{\mathrm{SiO_2}}^{1/2}}{a_{\mathrm{FeO}} a_{\mathrm{Si}}^{1/2}} = f_{\text{а}}(T), \qquad (9)$$

$$K_{\text{б}} = \frac{a_{\mathrm{Fe}} a_{\mathrm{P_2O_5}}^{1/5}}{a_{\mathrm{FeO}} a_{\mathrm{P}}^{2/5}} = f_{\text{б}}(T), \qquad (10)$$

$$K_{\text{в}} = \frac{a_{\mathrm{Fe}} a_{\mathrm{CO}}}{a_{\mathrm{FeO}} a_{\mathrm{C}}} = f_{\text{в}}(T), \qquad (11)$$

здесь a_j – активность компонента j

Таким образом, сочетание уравнений (1), (4) и (8) позволяет решать задачу оптимизации процесса по тому или иному признаку В случае если стоит простая задача повышения производительности, надо увеличивать и движущую силу, и кинетические факторы При более сложных задачах необходимо целенаправленно менять кинетические факторы в зависимости от сложившихся термодинамических условий, т. е от движущей силы.

Полученная аналитическая связь скорости исследуемого процесса с термодинамической движущей силой и кинетическими факторами дает достаточно гибкий инст-

румент для оперативного и стратегического управления процессом с достижением целенаправленного результата При этом если термодинамические параметры, например температура, состав фаз и равновесные концентрации компонентов, меняются в основном как зависимые переменные, то кинетические параметры в большей степени поддаются нашему влиянию Это относится прежде всего к эффективной поверхности взаимодействия металла со шлаком Действительно, благодаря установленной ранее авторами работы [3] зависимости $S_{эф}$ от управляющих воздействий, например объемного расхода окислительного газа и высоты $h_ф$ расположения фурмы над уровнем зеркала металла, в виде

$$S_{эф} = A(q - Bh_ф^{n_1})^{n_2} \qquad (12)$$

появляется возможность целенаправленного воздействия на кинетику реакций восстановления железа из его монооксида посредством соответствующего изменения значений q и $h_ф$, а также оптимизации конструкции многоцелевой фурмы [1]

В уравнении (12) A и B – величины, постоянные для данного агрегата, дутьевого устройства и количества жидких металла и шлака, $n_1 \approx 1{,}5–2{,}0$, $n_2 \approx 0{,}5–0{,}7$

Поскольку величина q определяет производительность агрегата, то ее без особой необходимости менять не следует Таким образом, одним из основных и, как нам представляется, весьма эффективных управляющих воздействий на $S_{эф}$, а следовательно и на кинетику реакций восстановления железа из его монооксида, оказывается высота расположения фурмы над уровнем спокойного металла

Для иллюстрации возможности использования полученной математической модели с целью оптимизации параметров дутьевого режима рассмотрим задачу минимизации количества оксидов железа в конечном шлаке с учетом необходимого воздействия на развитие по ходу продувки таких негативных явлений, как выбросы шлакометаллической эмульсии через горловину конвертера и испарение железа в реакционной зоне Операцию продувки можно условно разделить на три периода, существенно отличающихся по термодинамическим и кинетическим условиям для реакций восстановления предварительный, основной и заключительный В предварительном периоде из-за преимущественного окисления железа движущая сила велика, а кинетические параметры k_t, D_t и $S_{эф}$ незначительны из-за низкой температуры и малого количества формирующегося шлака В основном периоде вследствие интенсивного окисления углерода и повышенной температуры движущая сила заметно снижается, а кинетические факторы, особенно $S_{эф}$, значительно возрастают, что приводит к развитию нежелательных явлений – угару и выносу из полости конвертера железа Заключительный период характеризуется затуханием реакции окисления углерода и сопровождается резким повышением содержания монооксида железа в шлаке

В соответствии с особенностями выделенных периодов продувки предложили следующую качественную программу воздействия на кинетику процессов восстановления железа путем соответствующего изменения по ходу продувки положения многоцелевой фурмы относительно традиционного Так, в начальный период из-за незначительного количества шлака (и малой суммарной эффективной площади его контакта с жидким металлом), а также необходимости ускорения процесса растворения в нем извести (в том числе за счет оптимального содержания монооксида железа) начальный уровень фурмы можно сохранить традиционным и определяемым, например по известным выражениям, или даже несколько повысить его В основном периоде во избежание значительного угара и прямого выноса железа из конвертера фурму следует поддерживать на несколько более высоком относительно расчетного [4] уровне В заключительном периоде, напротив, с учетом технологических особенностей уровень фурмы необходимо максимально понизить с целью получения возможно меньшего содержания монооксида железа в шлаке по окончании продувки

Термодинамические и кинетические параметры реакций восстановления можно менять не только за счет изменения положения фурмы относительно уровня ванны, но и за счет присадок по ходу продувки различных материалов, содержащих оксиды железа и восстановители Оставление конечного шлака предыдущей плавки, реализация гарнисажных технологий с набрызгиванием шлака на футеровку, увеличивая массу начального шлака, также способствуют повышению кинетического фактора – эффективной площади поверхности контакта металла со шлаком

Выводы. Опытно-промышленные исследования в условиях конвертерных цехов ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат" показали, что в результате целенаправленного воздействия на кинетические параметры процесса жидкофазного восстановления железа только за счет изменения уровня фурмы по специальной программе можно добиться значительного увеличения выхода годного металла

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Протопопов ЕВ Чернятевич АГ Лаврик ДА Мастеровенко ЕЛ // Изв вуз Черная металлургия 2002 № 6 С 4–11
2. Попель СИ Сотников АИ Бороненков ВН Теория металлургических процессов – М Металлургия 1986 – 463 с
3. Шакиров КМ Айзатулов РС Мочалов СП и др // Изв вуз Черная металлургия 1980 № 10 С 8–14
4. Протопопов ЕВ, Лаврик ДА Чернятевич АГ Мастеровенко ЕЛ // Изв вуз Черная металлургия 2002 № 12 С 16–22

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 15 октября 2003 г

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

УДК 669 046 58

© 2004 г. Н.Ф. Якушевич, Ю.С. Морозова

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ИНВАРИАНТНЫХ СОСТОЯНИЙ СИСТЕМЫ $CaO-MgO-SiO_2$

В присутствии расплавов, состоящих из широко распространенных материалов на основе оксидов кальция, магния, кремния, осуществляются многие технологические процессы образование металлургических шлаков, цементных клинкеров, гарнисажных футеровок шлаков в процессах сварки и кальциймагнийтермического восстановления, взаимодействие магнезитовых и доломитовых огнеупоров с металлическими и шлаковыми расплавами и др Теоретическое обоснование способов производства и физико-химических процессов, протекающих в таких гетерогенных системах, в значительной степени сдерживается невозможностью корректной количественной оценки термодинамических параметров состояния системы в конкретных технологических ситуациях

Применительно к системе $CaO-MgO-SiO_2$ термодинамический анализ затруднен отсутствием надежных термодинамических характеристик твердых минеральных компонентов, составляющих эту систему: мервинита $3CaO\ MgO\ 2SiO_2$, монтичеллита $CaO\ MgO\ SiO_2$, окерманита $2CaO\ MgO\ 2SiO_2$, диопсида $CaO\ MgO\ 2SiO_2$ Существующие малочисленные данные по активностям компонентов в жидких шлаковых расплавах [1, 2] противоречивы, относятся к узкому интервалу температур и не позволяют описывать корректно гетерогенное состояние системы

Предложенные в работах [3, 4] методики позволяют описать инвариантные равновесные состояния системы в виде соответствующих химических реакций, при этом либо по значениям констант равновесия реакций определяются активности компонентов шлакового расплава при известных термодинамических характеристиках всех участвующих в реакции твердых реагентов, либо при известных значениях активностей компонентов расплавов находятся неизвестные термодинамические характеристики участвующих в реакции минеральных составляющих

В настоящей работе определялись температурные функции $\Delta G° = f(T)$ энергии $\Delta G°$ образования сложных химических соединений по экстраполированным значениям найденных экспериментально активностей a компонентов [1] Принятые для расчета исходные данные приведены в таблицах 1 и 2, а параметры инвариантных состояний – в

Таблица 1

Принятые для расчетов термодинамические данные

Вещество	$T_{пл}$, К	$\Delta_{пл}H$, Дж/моль	$\Delta G°(T)$, Дж/моль	T, К	Источник
	по данным работы [1]				
$\frac{CaO}{C}$	2843	79496	$-788640 + 192{,}46T$**	1765–2100	[5]
$\frac{MgO}{M}$	3098	77515	$760904 + 30{,}88T\lg(T) - 317{,}183T + 12{,}57$**	1380–2500	[6]
$\frac{SiO_2}{S}$	2001	8996	$-911700 + 196{,}65T$	1700–2100	[3]
$\frac{CaO\ SiO_2}{CS}$	1817	56066	$-96100 + 5{,}8T$	1709–1817	[5]
$\frac{2CaO\ SiO_2}{2CS}$	2403	54392	$-83750 - 21{,}3T$	1740–2000	[5]
$\frac{3CaO\ 2SiO_2}{3C2S}$	1973	39420	$-234720 + 8{,}37T$	1733–1817	[5]
$\frac{3CaO\ SiO_2}{3CS}$	2343	55738	$-97750 - 21{,}2T$	1500–1800	[5]
$\frac{2MgO\ SiO_2}{2MS}$	2163	64107	$-44288{,}3 - 59{,}498T$	1700–1800	[3]

$\frac{2MgO\,SiO_2}{2MS}$	2163	64107	−55349,9 − 4,19T	1600−1700	[3]
$\frac{MgO\,SiO_2}{MS}$	1830	62012	−39888,8 + 5,447T	1600−1700	[3]
$\frac{CaO\,MgO{\cdot}2SiO_2}{CM2S}$	1665	103493	−144714,67 − 6 578T	1500−1600	[3]

* В числителе приведена химическая формула вещества, в знаменателе – его условное обозначение ** Энергия Гиббса образования соединений из элементов во всех остальных случаях – из оксидов

Таблица 2

Химические реакции, протекающие при параметрах инвариантных состояний системы CaO−MgO−SiO₂

Состояние	T, К	Уравнение химической реакции*
U_2	1763	0,29M + 0,359C + 0,351S + 0,053$M_{тв}$ → 0,335(CMS) + 0,008(3CM2S)
P_2	1775	0,34M + 0,31C + 0,35S + 0 051$M_{тв}$ + 0,203(0,288C 1,711MS) → 0,553(0,666C 1,334MS)
U_3	1703	0,293M + 0,312C + 0,395S + 0,085(CMS) → 0,185(2CM2S) + 0,111(0 251C 1,749MS)
U_4	1709	0,245M + 0,375C + 0,38S + 0,005(3CM2S) → 0,14(2CM2S) + 0,11(CMS)
U_5	1673	0,096M + 0,494C + 0,41S + 0,134(3CM2S) → 0,218(2CS) + 0,23(2CM2S)
U_6	1652	0,085M + 0,503C + 0,412S + 0,06(2CS) → 0,151(3C2S) + 0,085(2CM2S)
E_2	1649	0,08M + 0,497C + 0,423S → 0,074(3C2S) + 0,115(CS) + 0,08(2CM2S)
E_3	1623	0,172M + 0,352C + 0,476S → 0 032(CS) + 0,024(CM2S) + 0,148(2CM2S)
E_4	1630	0,267M + 0,29C + 0,443S → 0,083(2CM2S) + 0,124(CM2S) + 0,03(2MS)
P_3	1663	0,305M + 0,193C + 0,502S + 0,146(0,096C 0,904MS) + 0,032(2MS) → 0,68(0,305C 0,695MS)
U_7	1648	0,256M + 0,181C + 0,563S + 0,232(0,147C 0,894M S) → 0,117$S_{тв}$ + 0,678(0,317C 0,683MS)
E_5	1593	0,115M + 0,309C + 0,576S → 0,152$S_{тв}$ + 0,194(CS) + 0,115(CM2S)
m_1	1631	0,161M + 0 341C + 0,498S → 0,18(CS) + 0,161(CM2S)
m_2	1640	0,23M + 0,314C + 0,456S → 0 084(2CM2S) + 0,146(CM2S)
m_3	1727	0,129M + 0,419C + 0,452S → 0 161(CS) + 0,129(2CM2S)
M_1**	1664	0,25M + 0 25C + 0,5S → 0,25(CM2S)
M_2**	1698	0,2M + 0,4C + 0,4S → 0 2(2CM2S)

* Запись произведена с учетом условных обозначений (см табл 1) ** Инвариантные состояния M_1 и M_2 соответствуют соединениям CM2S и 2CM2S соответственно

табл 3 Фрагмент диаграммы системы CaO−MgO−SiO₂ по данным работы [2] приведен на рис 1, диаграмма изоактивностей компонентов гомогенного шлакового расплава при 1773 и 1823 К – на рис 2, экстраполированные по температуре значения активностей компонентов при параметрах инвариантных состояний – в табл 3 Определенные по этим значениям константы K_p равновесия протекающих в инвариантных состояниях химических реакций и соответствующие им энергии Гиббса представлены в табл 4 По найденным параметрам определяли значения $\Delta G°$ для одного из сложных химических соединений, участвующих в нескольких реакциях Например, для окерманита находили значения $\Delta G°$ инвариантных состояний E_2, E_4, U_3, U_4, U_5 соответственно при температурах 1649, 1630, 1703, 1709, 1673 К Ниже приведены примерные расчеты значений $\Delta G°$ инвариантных состояний E_4 и U_2

Для эвтектического равновесия, которое соответствует параметрам состояния E_4, химическая реакция, соответствующая процессу кристаллизации, запишется в следующем виде[1]

$$0{,}267M + 0{,}29C + 0{,}443S \rightarrow 0{,}083(2CM2S) + 0{,}124(CM2S) + 0{,}03(2MS),$$

$$K_p = a_M^{-0{,}267} a_C^{-0{,}29} a_S^{-0{,}443} = 10{,}225,$$

$$\Delta G° = -R\,1630 \ln K_p = -31490{,}465 \text{ Дж/моль}.$$

Для перитектической реакции, соответствующей инвариантному состоянию U_2, в уравнении учитывается теплота $\Delta_{pc}H$ растворения оксида магния в процессе кристал-

[1] Для сокращения записи здесь и далее в тексте через M, C и S обозначены оксиды MgO, CaO и SiO_2 соответственно

Таблица 3

Активности компонентов шлаковых расплавов, соответствующие инвариантным состояниям системы $CaO-MgO-SiO_2$

Инвариантное состояние		Состав шлаков, % (мол)			a_{MgO}	a_{CaO}	a_{SiO_2}	a_{MgO}	a_{CaO}	a_{SiO_2}	a_{MgO}	a_{CaO}	a_{SiO_2}
точка	$T_{инв}$, К	MgO	CaO	SiO_2	$T = T_{инв}$			T = 1773 К			T = 1823 К		
U_2	1763	0,290	0,359	0,351	1	0,020	0,120	1	0,024	0,115	1	0,030	0,098
P_2	1775	0,340	0,310	0,350	–	–	–	–	–	–	1	0,028	0,097
U_3	1703	0,293	0,312	0,395	0,700	0,023	0,203	0,700	0,020	0,190	0,700	0,018	0,180
U_4	1709	0,245	0,375	0,380	0,688	0,010	0,247	0,700	0,018	0,180	0,780	0,025	0,130
U_5	1673	0,096	0,494	0,410	0,060	0,005	0,170	0,380	0,020	0,130	0,435	0,025	0,110
U_6	1652	0,085	0,503	0,412	0,223	0,005	0,216	0,350	0,020	0,149	0,400	0,023	0,120
E_2	1649	0,080	0,497	0,423	0,090	–	0,343	0,330	0,018	0,175	0,435	0,023	0,110
E_3	1623	0,172	0,352	0,476	–	–	–	0,325	0,085	0,390	0,098	0,001	0,750
E_4	1630	0,267	0,290	0,443	0,165	0,005	0,520	0,900	0,011	0,350	0,480	0,014	0,300
P_3	1663	0,305	0,193	0,502	–	–	–	0,100	0,006	0,620	0,250	0 010	0,570
U_7	1648	0,256	0,183	0,563	–	–	–	0,090	0,004	1	0,150	0,004	1
E_5	1593	0,115	0,309	0,576	0,272	0,001	1	0,175	0,003	1	0,150	0,003	1
m_1	1631	0,161	0,341	0,498	–	–	–	0,225	0,005	0,500	0,370	0,008	0,510
m_2	1640	0,230	0,314	0,456	–	–	–	0,290	0,007	0,380	0,375	0,008	0,400
m_3	1727	0,129	0,419	0,452	0,310	0,005	0,310	0,310	0,001	0,320	0,310	0,001	0,330
M_1	1665	0,250	0 250	0,500	–	–	–	0,300	0,012	0,380	0,310	0,007	0,580
M_2	1698	0,200	0,400	0,400	0,226	0,115	0,225	0,500	0,017	0,180	0,690	0,021	0,150

Примечание Через $T_{инв}$ обозначена температура инвариантного состояния, инвариантное состояние M_2 соответствует соединению 2CM2S

лизации в жидкости состава U_2 при температуре реакции T_{U_2}:

$$\Delta G^\circ = 0{,}335\Delta G^\circ(\text{CMS}) + 0{,}008\Delta G^\circ(\text{3CM2S}) + \\ + 0{,}029\Delta^\circ_{\text{рс}}H(\text{M}_{\text{тв}}),$$

здесь индекс "тв" означает "твердый".

В первом приближении величина $\Delta_{\text{рс}}H$ может быть определена как функция температуры $T_{\text{пл}}$ и теплоты $\Delta_{\text{пл}}H$ плавления вещества [7]:

$$\Delta_{\text{рс}}H = \Delta_{\text{пл}}H \cdot T_{U_2}/T_{\text{пл}}$$

Аналогично вычислялись значения ΔG° для других реакций, протекающих в соответствующих инвариантных

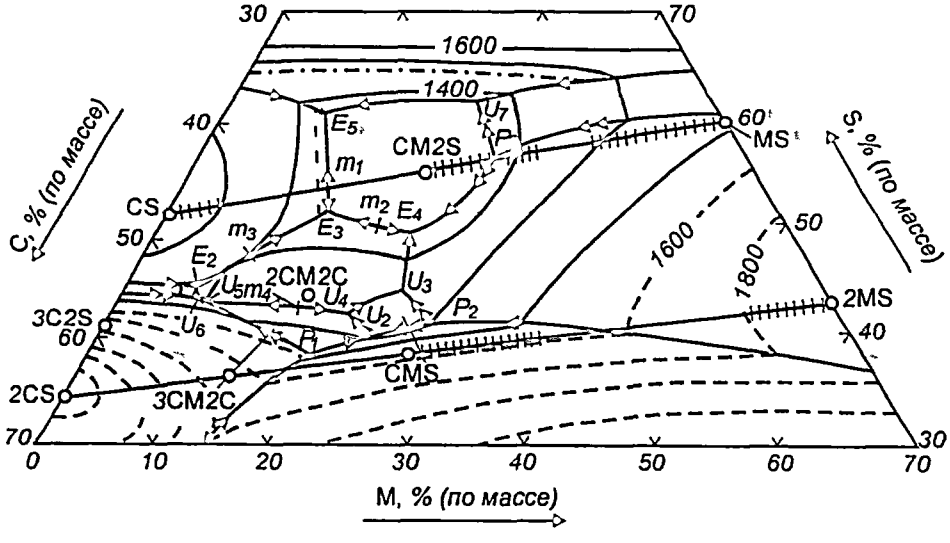


Рис 1 Фрагмент диаграммы состояния системы $CaO-MgO-SiO_2$ (запись компонентов системы – в условных обозначениях (см табл 1)) —·— – изотерма 1470 °С полиморфных превращений, —— и – – – – области, изученные и не изученные экспериментально, ⊢⊢⊢ – пределы образования твердых растворов

Таблица 4

Параметры инвариантных состояний системы $CaO–MgO–SiO_2$

Состояние	$T_{инв}$, К	K_p	Значение $-\Delta G°$, Дж/моль* образования соединения			
			$CaO\ MgO\ 2SiO_2$	$3CaO\ MgO\ 2SiO_2$	$2CaO\ MgO\ 2SiO_2$	$CaO\ MgO\ SiO_2$
U_2	1763	8,574	–	447431/55929	–	95413/23853
U_3	1703	6,762	–	–	155051/22150	84523/21131
U_4	1709	10,486	–	36564/4571	244598/34943	5066/1267
U_5	1673	37,125	–	326205/40786	391051/55915	–
U_6	1652	30,689	–	–	270926/38704	–
E_2	1649	26,550	–	–	205425/29346	–
E_4	1630	10,225	115912/19319	–	183759/26251	–
E_5	1593	9,819	85243/14207	–	–	–
m_3	1727	37,329	–	–	270264/38609	–
M_2	1698	5,804	–	–	124063/18152	–

* В числителе приведены значения энергии Гиббса в джоулях на моль соединения в знаменателе – на моль атомарного кислорода

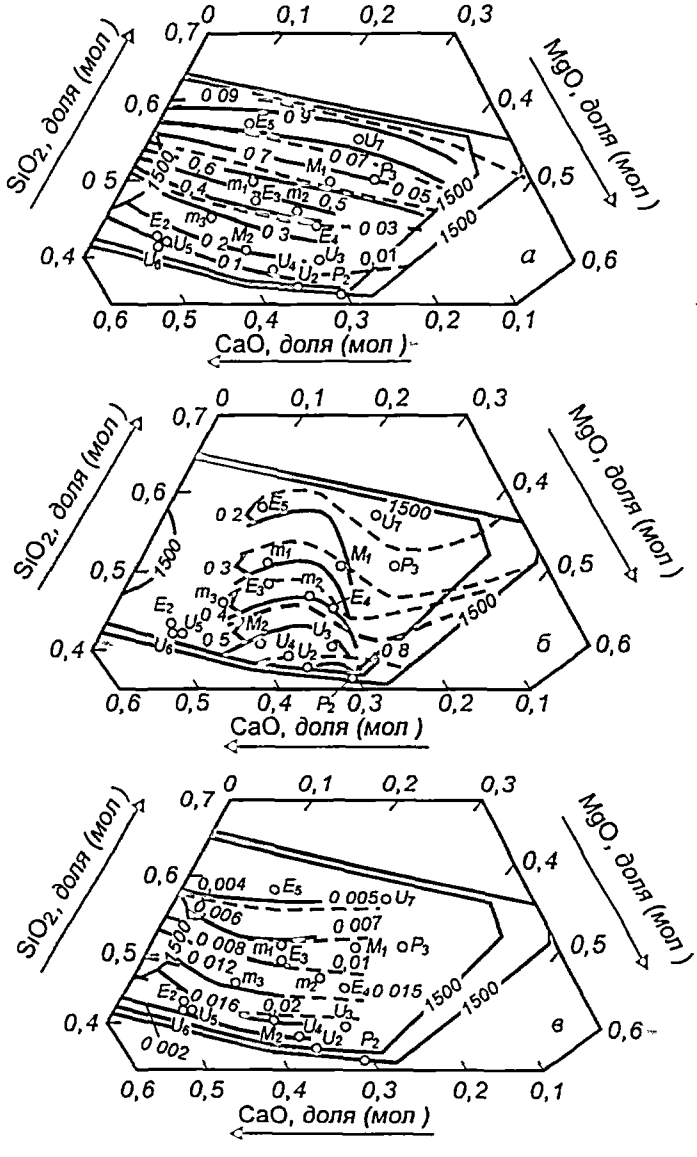


Рис 2 Активности компонентов SiO_2 (*а*), MgO (*б*), CaO (*в*) гомогенного шлакового расплава при температуре 1773 (——) и 1823 К (– – –) Тонкие сплошные линии – изотермы

состояниях Сводные результаты представлены в табл 3 и на рис 3, на этом же рисунке показаны значения $\Delta G° = f(T)$ для двойных и тройных соединений по известным литературным данным [3].

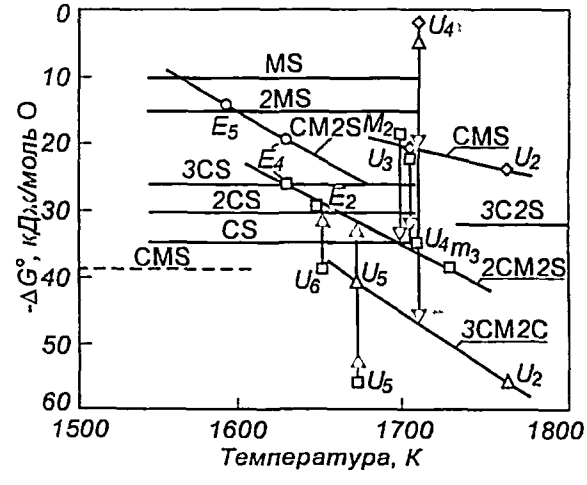


Рис 3 Зависимости $\Delta G° = f(T)$ для двойных и тройных соединений —— и точки – расчетные, – – – – по данным работы [3]

Для инвариантных состояний U_7, P_3, M_1, m_1 невозможно корректно определить значения активностей методом экстраполяции вследствие наличия твердых растворов, следует также отметить, что инвариантные точки U_7 и P_3 находятся в области составов, не исследованных

экспериментально В инвариантных состояниях E_3 и m_2 наблюдается аналогичная ситуация

Выводы. Определены активности компонентов шлакового расплава при соответствующих инвариантных состояниях системы $CaO-MgO-SiO_2$ Найдены температурные зависимости энергии Гиббса для тройных соединений этой системы

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Бережной А С Многокомпонентные системы окислов – Киев Наукова думка 1970 – 544 с
2. Атлас шлаков Справочное издание / Пер с нем , Под ред И С Куликова – М Металлургия, 1968 – 208 с
3 Эллиот Д Ф Глейзер М Рамакришна В Термохимия сталеплавильных процессов / Пер с англ – М Металлургия, 1969 – 252 с
4. Якушевич Н Ф, Гатевский Г В Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия – Новокузнецк изд СибГИУ, 1999 – 250 с
5. Якушевич Н Ф // Вестник горно-металлургической секции РАЕН Отделение металлургия Сб науч тр Вып 2 – Новокузнецк изд СибГИУ, 1995 С 26–34
6 Кубашевский О Олкокк С Б Металлургическая термохимия – М Металлургия 1982 – 389 с
7. Henderson D, Taylor J // J Iron and Steel Inst 1996 January P 39–43

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 2 июля 2003 г

НОВЫЕ КНИГИ ИЗДАТЕЛЬСТВА МИСИС

Козлов Л Я и др

ПРОИЗВОДСТВО СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Учебник для вузов 2003 ISBN 5–87623–119–3

В учебнике даны основные характеристики стальных отливок области их применения, химический состав физические, механические и специальные свойства

Приводится классификация стальных отливок Большое внимание уделено процессам выплавки различных сталей, подготовки расплавов к кристаллизации и формированию структуры отливок Рассмотрены основные литейные свойства сталей и их влияние на качество отливок условия возникновения и развития ликвации образования неметаллических и газовых включений усадочных раковин и пор, внутренних напряжении и трещин и обсуждаются меры по их предотвращению или снижению негативного воздеиствия на качество отливок

Изложены особенности литниково-питающих систем при изготовлении стальных отливок методы их расчета

Учебник может быть также использован инженерно-техническими работниками исследовательских организаций и заводов

Корнеуков Н Г.

ОБЩАЯ И НЕОРГАНИЧЕСКАЯ ХИМИЯ

Учебное пособие для вузов 2003 ISBN 5–87623–120–7

Изложены теоретические основы неорганической химии а также химии элементов и их соединении Наибольшее внимание уделено химии металлов с учетом профиля металлургических и металловедческих специальностей В конце каждой главы приведены решения типовых задач и задания для самостоятельного решения, предназначенные для закрепления основных положений курса неорганической химии

Рекомендовано в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведении Может быть полезно учащимся техникумов, лицеев, колледжеи и средних школ с углубленным изучением курса неорганической химии

Книги можно приобрести в МИСИС-Издательстве за наличный расчет или по безналичному расчету по предварительному заказу с обязательством последующей оплаты и точным указанием своего адреса и ИНН При желании получить книги по почте – необходимо при заказе гарантировать оплату кроме стоимости книги также и почтовых расходов

Адрес 119049 Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4
МИСИС-Издательство
Тел./факс (095) 230-45-31, тел. (095) 230-44-06
e-mail lzdat@misis ru
Полный каталог книг с аннотациями в интернете· www misis ru/news/izdatelstvo

ОБРАБОТКА МЕТАЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621 771 01

© 2004 г. С.В. Ершов, К.Н. Нехаев

СЕТЬ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ И ВЛИЯНИЕ ЕЕ ПАРАМЕТРОВ НА КАЧЕСТВО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕЧЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ СРЕД

Моделирование процессов обработки металлов давлением долгое время в основном было построено на вариационном методе, разработанном уральской школой прокатчиков под руководством И Я Тарновского Благодаря этому методу были получены очень интересные результаты, объясняющие процессы, которые протекают в очаге деформации при ковке и прокатке [1, 2] Вместе с тем недостатками данного метода являются сложность построения кинематически возможного поля скоростей, необходимость получения своего поля для каждого профиля и практически невозможность построения модели для сложного профиля без использования гипотезы плоских сечений

В настоящее время при построении математических моделей используют метод конечных элементов (МКЭ) При всем совершенстве основы метода его реализация для процессов ОМД в некоторых случаях вызывает затруднения Так, если раньше при моделировании тело разбивали на 2, 4 или максимум на 8 участков простой формы и строили поля скоростей на них, то при использовании метода конечных элементов количество таких участков исчисляется сотнями, а во многих случаях – и многими тысячами Для построения качественной сетки необходимо использовать специальные алгоритмы, программная реализация которых достаточно сложна

Рассмотрим влияние качества сетки конечных элементов на качество полученного решения определения деформированного состояния при прокатке профилей Для этого воспользуемся методом конечных элементов на основе использования метода штрафных функций для обеспечения несжимаемости среды, а также воспользуемся методом, в котором несжимаемость обеспечивается строго аналитически без использования корректирующих механизмов

В первой постановке решение задачи заключается в минимизации функционала

$$I = \frac{1}{2}\int_V \mu H^2 dV + t_1 \int_V \varepsilon_0^2 dV - \int_S \sigma_\tau v_\tau dS + t_2 \int_S (v_n - \omega_n)^2 dS,$$

где μ – условная вязкость металла; H и V – высота и объем деформируемого тела, ε_0 – скорость относительного изменения объема, σ_τ и v_τ – полное напряжение трения и скорость скольжения металла по инструменту, t_1 и t_2 – штрафные коэффициенты, накладываемые на невыполнение условий несжимаемости и непроницаемости, v_n – проекция скорости течения металла в данной точке контактной поверхности на нормаль к поверхности в этой точке, ω_n – проекция скорости движения инструмента на нормаль к поверхности контакта в данной точке

Во второй постановке решается задача минимизации функционала Лагранжа

$$I = \frac{1}{2}\int_V \mu H^2 dV - \int_S \sigma_\tau v_\tau dS + t_2 \int_S (v_n - \omega_n)^2 dS$$

При исследовании взяли две схемы прокатки прямоугольной полосы на гладкой бочке и в ящичном калибре Первая схема характеризуется равномерной деформацией по ширине полосы, вторая – значительной неравномерностью деформации (по сравнению с первой схемой), так как в этом случае полоса деформируется и боковыми стенками калибра

Таким образом, имеется возможность провести тестирование на двух совершенно разных алгоритмах конечноэлементного решения задачи и на двух совершенно различных по условиям деформации схемах прокатки В этом случае существует уверенность, что результаты исследования не будут связаны с преимуществами или недостатками того или иного метода, а также с подбором специальных условий деформирования При таком подходе есть возможность точно оценить влияние качества сетки конечных элементов на качество решения деформационной задачи

При тестировании все условия деформирования были полностью одинаковыми, т е моделирование проводилось при одинаковой, постоянной по сечению, температуре 1100 °С, была взята одна и та же углеродистая сталь (< 0,5 % С), были заданы одинаковые условия трения на контакте и т д

На рис 1 представлены сетки конечных элементов, на которые было разбито поперечное сечение заготовок. Трехмерная сетка элементов была получена путем наращивания двухмерной сетки дополнительными слоями с объединением этих слоев в объемные призматические конечные элемечты Видно, что тестированию подверглись три типа сеток Отличие первой сетки от второй заключается только в количестве конечных элементов Это

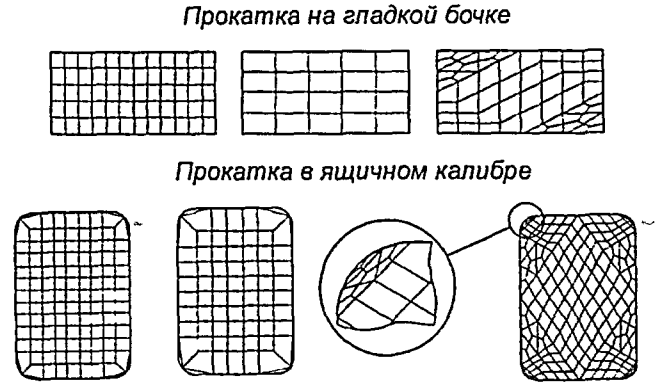


Рис 1 Сетки конечных элементов

дает возможность оценить степень влияния грубости сетки на качественный характер течения металла

Размер элементов выбирался из условия достаточного минимума Поэтому при разбиении заготовки, прокатываемой в ящичном калибре, размер элементов был выбран таким, чтобы оставалась возможность обеспечения аппроксимации закруглений углов заготовки

Третья сетка в обоих случаях деформирования взята с наличием значительно искаженных элементов Кроме этого, следует обратить внимание на то, что сетка заготовки для прокатки на гладкой бочке имеет еще один существенный недостаток – она несимметрична

Для расчетов взяли заготовки размерами 25×50 и 50×35 мм для прокатки соответственно на гладкой бочке и в ящичном калибре Калибры имели следующие размеры Высота и диаметр гладкой бочки составили 12 и 270 мм соответственно Ящичный калибр имел ширину по дну 32 мм, ширину по разъему 48 мм, глубину вреза ручья 15 мм, зазор по бурту 3 мм, диам 264 мм.

На рис 2 представлены результаты моделирования прокатки прямоугольной полосы на гладкой бочке (позиция *а*) и в ящичном калибре (позиция *б*) с использованием метода штрафных функций и модифицированного метода конечных элементов, а также показаны этапы прохождения полосы через калибр Анализ этих рисунков говорит о том, что при использовании сетки неискаженных конечных элементов получается гарантированный правильный качественный результат расчета с возможностью отслеживания всех тонкостей деформирования при прохождении полосы через калибр Причем на качество расчета практически не влияет размер конечных элементов Использование сетки с искаженными элементами практически на первых же шагах приводит к неправильным результатам расчета

Выводы. На качественную картину течения металла при расчете деформированного состояния в первую очередь влияет геометрическая правильность сетки конечных элементов При этом нельзя сказать, что более простые схемы деформирования более устойчивы к погрешностям расчета, чем более сложные Оценивая влияние величины конечных элементов, можно заключить, что загрубление сетки не приводит к принципиально неправиль-

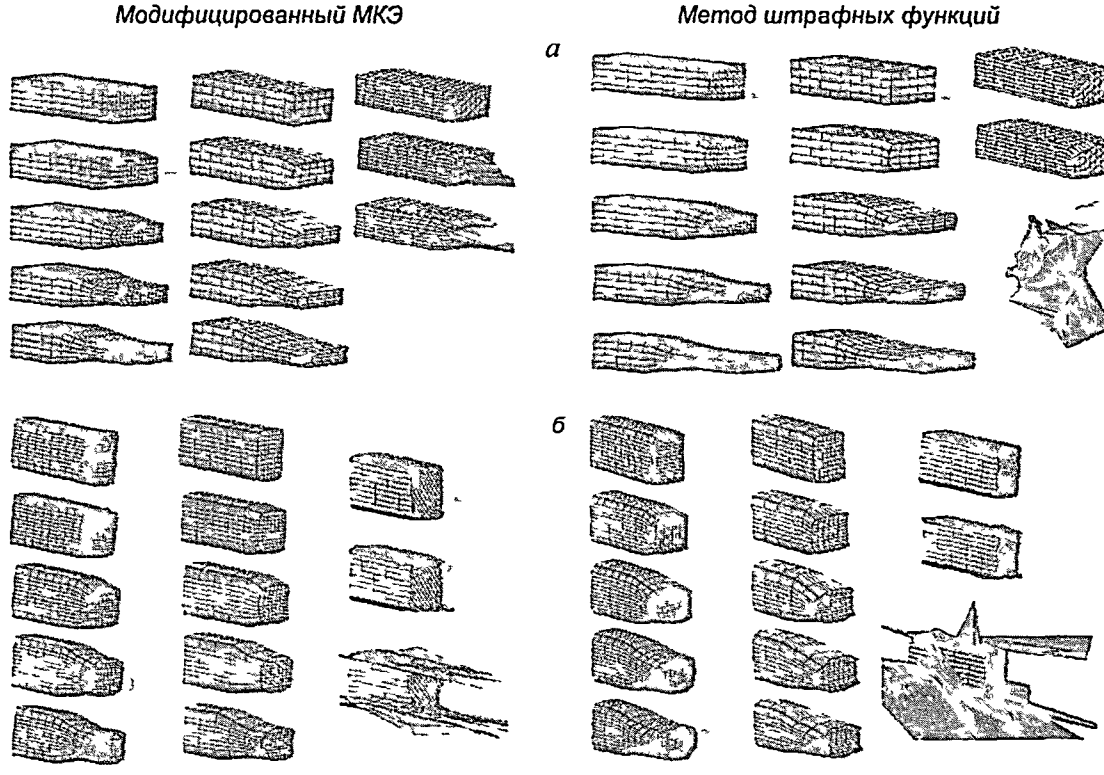


Рис 2 Результаты расчета деформированного состояния при прокатке на гладкой бочке (*а*) и в ящичном калибре (*б*)

ным результатам расчета течения металла, а сказывается лишь на точности расчета его напряженно-деформированного состояния Если оценивать устойчивость расчета применительно к вариантам методов конечных элементов, то из приведенных данных нельзя сказать, что один из методов по условию устойчивости расчета лучше другого Это и логично, так как и в первом, и во втором случаях основой интерполяции поля скоростей в объеме тела является конечный элемент Если ошибку дает сам конечный элемент, то тут не спасет ни один из методов, каким бы совершенным он ни был Что же касается количественного сравнения результатов моделирования, то можно сказать, что метод штрафных функций приводит к завышенным значениям уширения и при прокатке на гладкой бочке, и при прокатке в ящичном калибре Это хорошо видно на образцах, прокатанных в ящичном калибре Уже на втором шаге расчета начинается формирование лампаса, что видно по сетке конечных элементов возле разъема валков На экспериментальных образцах лампас не наблюдался Окончательно решить, какой метод лучше, можно только после рассмотрения значительно большего количества схем деформирования Кроме этого, тестированию подлежат и методы конечных элементов, основанные на других принципах решения задач обработки металлов давлением

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Теория обработки металлов давлением / И Я Тарновский А А Поздеев О А Ганаго и др – М Металлургиздат 1963 – 672 с
2. Тарновский И Я, Скороходов А Н, Июкович Б М Элементы теории прокатки сложных профилей – М Металлургия 1972 – 352 с

Днепродзержинский государственный технический университет (Украина) Поступила 4 ноября 2003 г

НОВЫЕ КНИГИ ИЗДАТЕЛЬСТВА МИСИС

Рожков И Н , Ларионова И.А , Пятецкая А В

ЭКОНОМИКА ПРЕДПРИЯТИЯ С РАСШИРЕННЫМ ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИНАНСОВЫХ МОДЕЛЕЙ

Учебное пособие для вузов М •МИСИС• – 2003 – 320 с ISBN 5–87623–113–4

В книге сделана попытка совместить рассмотрение традиционных вопросов курса "Экономика металлургического производства" (продукция предприятия основной и оборотный капитал себестоимость, цена, прибыль, бухгалтерский баланс предприятия) с вопросами обеспечения финансирования производства и его развития (диагностики состояния предприятия, обеспечение потребности в финансировании, кредитование, пути снижения себестоимости продукции, выбор объемов продаж обеспечивающих максимизацию прибыли, формирование ценовой политики предприятия, выбор инвестиций)

Показано применение математических моделей при решении задач обеспечения функционирования и развития предприятия

Книга предназначена для студентов технологических специальностей, изучающих экономику производства и интересующихся математическими моделями в экономических расчетах Книга может быть полезна студентам и аспирантам экономических специальностей

Соколова Г Л.

МЕТАЛЛЫ В ДИЗАЙНЕ

Научное издание М •МИСИС• – 2003 – 176 с ISBN 5-87623-122-3

В книге приведены современные представления о дизайне и описаны этапы его развития Впервые дизайн представлен как система ощущений человеком предметного мира основу которого составляют металлы

В книге разработаны и приведены основные физико-химические и технологические параметры металлов, которые должны помочь дизайнерам художникам конструкторам при творческой разработке художественных произведений

Книги можно приобрести в МИСИС-Издательстве за наличный расчет или по безналичному расчету по предварительному заказу с обязательством последующей оплаты и точным указанием своего адреса и ИНН. При желании получить книги по почте – необходимо при заказе гарантировать оплату кроме стоимости книги также и почтовых расходов.

Адрес: 119049 Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4
МИСИС-Издательство
Тел./факс (095) 230-45-31, тел (095) 230-44-06
e-mail izdat@misis ru
Полный каталог книг с аннотациями в интернете: www misis ru/news/izdatelstvo

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 669 017 166 539 25 001

© 2004 г. М.А. Шумилов, С.В. Прекрасный

СВЯЗЬ СВОЙСТВ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ И КОЭФФИЦИЕНТОВ ИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МЕЖДУ ТВЕРДОЙ И ЖИДКОЙ ФАЗАМИ ДВОЙНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

В процессе кристаллизации малоуглеродистых низколегированных сталей происходит ликвация легирующих и примесных химических элементов, обусловленная их стремлением к термодинамически равновесному распределению между твердой и жидкой фазами. Величину K_0, являющуюся отношением концентраций отдельного химического элемента в твердой и жидкой фазах, принято называть его коэффициентом распределения [1, 2] Ликвация оказывает большое влияние на распределение примесных и легирующих элементов в непрерывно литых слитках, а затем на свойства прокатанных из них листовых сталей [3, 4] Поскольку основным компонентом в последних является железо, представляло интерес выяснение того, что определяет величину K_0 в двойных сплавах на основе железа

Возможно предположить, что термодинамическая активность и растворимость химических элементов в железе, а следовательно, и величина K_0 определяются электронным строением атомов и кристаллов элементов Исходя из этого в настоящей работе была поставлена цель проследить возможность выполнения корреляционной связи K_0 с характеристиками, отражающими электронное строение атомов и кристаллов второго компонента в сплавах на основе железа Значения K_0, взятые для таких сплавов из литературных источников [1, 2], приведены в табл 1 В качестве характеристик второго компонента выбрали электроотрицательность J, температуру Дебая θ_D, температурный коэффициент линейного расширения α, температурный коэффициент электронной теплоемкости γ, модуль упругости E, а также радиус r атома

Электроотрицательность есть сумма энергий ионизации атома и сродства электрона к нему [7] Такие величины, как θ_D, E, α, определяются силами межатомного взаимодействия в кристаллической решетке металла и обусловлены электронным строением его атомов и кристаллов Значение γ пропорционально плотности электронов на поверхности Ферми, от этой плотности существенно зависят силы межатомного взаимодействия в кристалле При температуре плавления металлов силы межатомного взаимодействия в твердой и жидкой фазах мало отличаются [8], подтверждением чему является, например, малое (5–10 %) отличие теплот плавления и испарения металлов [8], поэтому для оценки указанных выше взаимосвязей было приемлемо брать свойства θ_D, α, E, относящиеся к твердому состоянию.

Таблица 1

Значения K_0 химических элементов и некоторые свойства последних

Элемент		K_0	E, МПа	θ_D, К	$\alpha\,10^6$, K^{-1}	J	$\gamma\,10^4$, $\frac{Дж}{моль\,K^2}$	r, нм
тип	символ	[1, 2]	[5]	[5]	[2]	[5]	[6]	[5]
Переходный	Ti	0,50	10898	380	8,40	1,5	35,28	0,200
	V	0,90	13007	390	8,95	1,6	97,44	0,192
	Cr	0,95	29530	424	6,20	1,6	14,70	0,185
	Mn	0,84	–	363	22,00	1,5	96,60	0,179
	Fe	1,00	21093	373	11,70	1,8	52,50	0,172
	Co	0,90	21093	386	12,36	1,9	49,56	0,167
	Ni	0,80	21093	345	13,30	1,9	73,92	0,162
	Cu	0,65	11953	310	16,60	1,9	7,31	0,157
	Zr	0,50	9632	250	5,89	1,4	29,40	0,216
	Nb	0,18	10687	260	7,10	1,6	81,90	0,208
	Mo	0,80	33046	377	5,44	1,8	21,00	0,201
	Hf	0,25	14062	213	5,90	1,3	22,68	0,216
	Ta	0,33	18984	225	6,60	1,5	63,00	0,209
	W	0,95	41483	312	4,45	1,7	14,70	0,202
Непереходный	B	0,10	44998	1362	8,30	2,0	–	0,117
	C	0,18	–	1874	1,18	2,5	–	0,091
	N	0,30	–	377	–	3,0	–	0,075
	O	0,02	–	89	–	3,5	–	0,065
	Al	0,50	7242	390	23,86	1,5	14,19	0,182
	Si	0,60	10898	689	4,68	1,8	–	0,146
	P	0,13	–	576	124,00	2,1	–	–
	S	0,10	–	180	64,10	2,5	–	–
	Zn	0,30	8437	237	29,20	1,6	6,72	0,153
	Ge	0,50	–	403	6,00	1,8	–	0,152
	As	0,25	–	275	5,60	2,0	1,97	0,133
	Sn	0,50	4148	170	20,00	1,8	18,69	0,172
	Sb	0,40	7965	220	10,80	1,9	1,26	0,153

По данным табл 1 строили корреляционные поля K_0–x, где x – отдельные характеристики второго компонента в сплаве на основе железа Точки на корреляционных полях для переходных и непереходных химических элементов располагались обособленно, вероятно, вследствие разницы их электронного строения. в отличие от непереходных элементов, у переходных частично не за-

полнены d-электронные оболочки и у них высокая плотность электронов на поверхности Ферми [6]. Поэтому поиск параметров корреляционных взаимосвязей для этих двух видов химических элементов проводили отдельно.

Оба массива точек на корреляционных полях K_0-x обсчитывали отдельно для переходных и непереходных химических элементов (табл 1) по методу наименьших квадратов и компьютерной программе Microsoft Excel В случае нахождения взаимосвязи $K_0-\gamma$ для переходных элементов (табл. 2) расчет был произведен только для элементов V–VIII групп таблицы Менделеева, элементы Cu, Ti, Zr, Hf из расчета были исключены. При этом коэффициент R парной корреляции значительно повысился Методом наименьших квадратов рассчитали параметры a и b линейных уравнений типа $y = a + bx$ и соответствующие им значения R, а по программе Microsoft Excel определили параметры степенных полиномов и соответствующие им значения $R^2_{ст}$ для степени n полинома При повышении в процессе расчета степени полинома возрастало значение $R^2_{ст}$. Останавливались на значении n, после увеличения которого относительно мало повышалось $R^2_{ст}$ Об уровне корреляционной взаимосвязи между y и x судили по значениям R для линейных и $R^2_{ст}$ для нелинейных уравнений, при этом значимость R проверяли при помощи критерия Стьюдента

Таблица 2

Параметры корреляционной связи K_0 химических элементов со свойствами последних

x	Значения для линейной зависимости				Значения для степенных полиномов	
	R	R^2	a	b	$R^2_{ст}$	n
Для переходных элементов						
E	0,602	0,363	0,3206	$2\ 10^{-5}$	0,41	2
θ_D	0,810	0,650	–0,4152	0,0033	0,68	2
α	0,290	0,084	0,5261	16200	0,48	4
J	0,575	0,330	–0,6763	0,8269	0,43	3
γ	–0,340	0,115	0,9336	–29,83	0,75	6
r	0,610	0,370	2,2929	–8,46	0,65	2
Для непереходных элементов						
E	–0,802	0,640	0,5302	$-9\ 10^{-6}$	0,84	3
θ_D	–0,202	0,041	0,3367	$-7\ 10^{-5}$	0,35	3
α	–0,450	0,200	0,3848	–2260	0,38	3
J	0,650	0,420	–0,2711	0,3609	0,49	3
γ	0,790	0,620	0,2896	117,26	0,86	3
r	0,765	0,585	–0,1443	3,639	0,59	2

Адекватность уравнений проверяли по критерию Фишера с доверительной вероятностью 0,95

Расчетами, результаты которых приведены в табл 2, получены сравнительно высокие значения R для линейных и $R^2_{ст}$ для нелинейных уравнений зависимости K_0 от J, θ_D, E, α, γ, r Можно было полагать, что имеется значимая корреляционная взаимосвязь между коэффициентом распределения элемента между твердой и жидкой фазами двойного сплава на основе железа и характеристиками этого элемента, которые зависят от его электронного строения Следовательно, и значение K_0 каждого элемента прежде всего зависит от электронного строения его атомов и кристаллов

Напоминаем, что рассматриваемые корреляционные связи получены отдельно для массивов переходных и непереходных химических элементов (табл 2) Анализ представленных в табл 2 данных показывает, что с увеличением значений J, θ_D, E, α значение K_0 растет, а с увеличением значений γ и r – уменьшается в случае перераспределения в железе переходных металлов между твердой и жидкой фазами Изменения K_0 носят противоположный характер в случае перераспределения непереходных химических элементов О характере изменения K_0 можно судить по знакам коэффициентов b и R взаимосвязей Отмеченные выше различия зависимостей K_0 от J, θ_D, E, α, γ, r для переходных и непереходных химических элементов, вероятно, обусловлены особенностями электронного строения атомов и кристаллов переходных металлов

Выводы. Установлены корреляционные связи коэффициента распределения концентрации химического элемента в твердой и жидкой фазах сплава на основе железа с каждым из свойств второго компонента (электроотрицательностью, температурой Дебая, температурными коэффициентами линейного расширения и электронной теплоемкости, модулем упругости, радиусом атома) отдельно для переходных и непереходных химических элементов Сделано предположение, что значимое выполнение этих взаимосвязей обусловлено закономерностями электронного строения атомов и кристаллов химических элементов

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Голиков ИН Дендритная ликвация в сталях – М Металлургиздат, 1958 – 206 с
2. Голиков ИН, Масленников СБ Дендритная ликвация в сталях и сплавах – М Металлургия, 1977 – 224 с
3. Матросов ЮИ, Носоченко ОВ, Емельянов ВВ и др // Сталь 2002 №3 С 107–110
4. Носоченко ОВ, Самахвалов ГВ, Шумилов МА и др // Изв вуз Черная металлургия 1993 № 11, 12 С 12, 13
5. Куликов ИС Изотопы и свойства элементов Справочник – М Металлургия, 1990 – 120 с
6. Лившиц БГ, Крапошин РС, Линецкий ЯЛ Физические свойства металлов и сплавов – М Металлургия, 1980 – 320 с
7. Жуховицкий АА., Шварцман ЛА Физическая химия – М Металлургия, 1987 – 688 с
8. Уманский ЯС, Скаков ЮА Физика металлов – М Атомиздат, 1978 – 352 с

Приазовский государственный технический университет (Украина) Поступила 25 сентября 2003 г

УДК 669 018 58-15

© 2004 г. М.Л. Лобанов, А.И. Гомзиков, О.В. Первушина, С.В. Акулов

О ВОЗМОЖНОСТИ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПНОЙ СТАЛИ НИТРИДНО-МЕДНОГО ВАРИАНТА ИНГИБИРОВАНИЯ ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОЦЕССА АЗОТИРОВАНИЯ

В настоящее время электротехническая анизотропная сталь (ЭАС) остается основным материалом для изготовления магнитопроводов различного рода устройств, используемых для преобразования электроэнергии. До начала 90-х годов XX столетия в мировой практике изготовления ЭАС широкое распространение получили три основные варианта производства: сульфидный, сульфонитридный и нитридно-медный Металл этих вариантов производства отличается химическим составом и режимами обработки

Сульфидный вариант известен с конца 40-х годов и в настоящее время наиболее распространен [1]. Ингибиторной фазой в стали при вторичной рекристаллизации является сульфид марганца MnS. Основные технологические операции при производстве стали по сульфидному варианту после выплавки и разливки горячая прокатка, разделенные рекристаллизационным отжигом две холодные прокатки, отжиги обезуглероживающий, высокотемпературный и выпрямляющий В поле 800 А/м готовая сталь имеет магнитную индукцию 1,80–1,84 Тл

Сталь сульфонитридного варианта изготовления по сравнению с металлом сульфидного варианта производства имеет повышенное содержание углерода и алюминия [2]. Ингибиторными фазами являются сульфид марганца и нитрид алюминия AlN Основные операции после выплавки и горячей прокатки. отжиг при 1100–1150 °С, однократная холодная прокатка, отжиги обезуглероживающий, высокотемпературный и выпрямляющий. В поле 800 А/м магнитная индукция 1,89–1,94 Тл является самой высокой для готовой стали

Сталь нитридно-медного варианта производства по сравнению со сталью сульфидного способа получения имеет повышенное содержание углерода, азота и меди [3] Ингибиторной фазой является нитрид алюминия Основные операции после выплавки и горячей прокатки: первая холодная прокатка, обезуглероживающий отжиг, вторая холодная прокатка, высокотемпературный и выпрямляющий отжиги Магнитная индукция в поле 800 А/м составляет 1,85–1,89 Тл.

В России с середины 90-х годов прошлого века нитридно-медный вариант является единственным, по которому работают оба производителя ЭАС: Новолипецкий металлургический комбинат и Верх-Исетский металлургический завод В начале же 90-х годов в печати появляются публикации японских специалистов[1–3], в которых сообщается о создании нового варианта производства анизотропной стали с использованием процесса химико-термической обработки. Эта технология обладает принципиальным отличием от традиционных. формирование ингибиторной фазы в стали происходит после обезуглероживающего отжига за счет процесса азотирования. Следует отметить, что подобные разработки не являются существенно новыми Начиная с 60-х годов публиковались работы, в том числе и в Советском Союзе, посвященные формированию ингибиторной фазы в ЭАС за счет процесса химико-термической обработки Например, в 1967 г. учеными института физики металлов АН СССР Б К Соколовым, В В. Губернаторовым, В. Д Садовским и др был разработан способ изготовления текстурованной ленты из железокремнистых сплавов, включающий прокатку и термическую обработку с высокими скоростями нагрева и охлаждения Способ отличается тем, что с целью развития вторичной рекристаллизации, обусловливающей получение текстуры, производят стабилизирующий отжиг при температуре 600 °С в селитровой ванне [4].

Одной из основных проблем производства ЭАС нитридно-медного варианта ингибирования является получение в металле при выплавке кислородно-конвертерным способом сравнительно небольшого количества азота Интервал его концентрации при этом достаточно узок и составляет 0,008–0,011 % (по массе) Нижняя граница содержания азота в стали выбрана из соображений обеспечения минимально необходимого количества ингибиторной фазы, требуемой для протекания вторичной рекристаллизации при дальнейшем высокотемпературном отжиге. Выбор верхнего предела обусловлен возможностью образования в металле газовых пузырей в процессе его разливки при высоком содержании азота в расплаве, что недопустимо при последующей обработке стали С точки зрения ингибиторной фазы избыточное количество азота, приводящее к образованию пузырей, не является критическим и не ограничивается, поскольку удаляется из металла в процессе высокотемпературного отжига

Целью настоящей работы являлась оценка возможности улучшения качества готовой электротехнической анизотропной стали нитридно-медного варианта производства за счет дополнительного азотирования полосы металла на более поздних переделах, как это происходит при производстве анизотропной стали методом, разрабо-

[1] Пат 4938807 США

[2] Пат 4994120 США

[3] Пат 5049205 США

танным японскими специалистами В эксперименте по исследованию влияния местоположения процесса азотирования в последовательности технологических операций производства ЭАС на формирование ее структуры и свойств использовались образцы подката из металла следующего состава 0,031 % C, 3,03 % Si, 0,17 % Mn,0,011 % S, 0,017 % Al, 0,007 % N; 0,46 % Cu, остальное – железо и неизбежные примеси

Выплавленную в конвертере сталь разливали на установке непрерывной разливки Полученные слябы после подогрева в печах в течение нескольких часов прокатывали на непрерывном широкополосном стане В промышленных условиях проводили холодную прокатку горячекатаной полосы, изменяя ее толщину от 2,5 до 0,65 мм, обезуглероживающий отжиг при 840 °С в увлажненном защитном газе из 95 % N_2 и 5 % H_2, вторую холодную прокатку полосы до толщины 0,30 мм Далее в лабораторных условиях образцы металла обрабатывались по шести различным схемам *1* – ХТО → РО → ВТО, *2* – РО → ВТО, *3* – РО → ХТО → ВТО, *4* – РН → ХТО → ВТО, *5* – РН → ВТО, *6* – ХТО → ВТО, здесь ХТО – химико-термическая обработка при 550 °С в течение 10 мин в атмосфере защитного газа, содержащей около 10 % аммиака, РО – рекристаллизационный отжиг при 850 °С в течение 10 мин в атмосфере защитного газа, ВТО – высокотемпературный отжиг с произвольным нагревом до 400 °С, регулируемым нагревом от 400 до 1150 °С со скоростью 15 °С/ч, выдержкой при 1150 °С в течение 10 ч и охлаждением с печью, атмосфера в течение всего цикла – сухой водород, РН – регулируемый нагрев от 20 до 700 °С со скоростью 15 °С/ч в атмосфере защитного газа, охлаждение с печью

Перед ВТО на образцы наносили антисварочное покрытие в виде суспензии оксида магния

Принципиальное отличие РН от РО заключается в различных скоростях нагрева металла на первичную рекристаллизацию В первом случае – это сравнительно медленный нагрев, во втором разогрев полосы происходит практически мгновенно Применение двух режимов рекристаллизационного отжига после холодной деформации соответствовало двум способам производства ЭАС – нитридно-медному (медленный нагрев) и сульфидному (быстрый нагрев) Наличие медленного нагрева при отжиге на первичную рекристаллизацию в случае нитридно-медного варианта производства ЭАС является необходимым условием получения высоких магнитных свойств, что связано с особенностями формирования текстуры стали [5]

Важным условием формирования текстуры (110)[001] в процессе ВТО является наличие в матрице вторичной рекристаллизации ребровой ориентировки, возникающей в металле еще на стадии горячей прокатки Такая ориентировка благодаря механизму текстурной наследственности частично воспроизводится в стали после каждого цикла обработки деформация – отжиг [6]

Горячекатаные полосы ЭАС сульфидного варианта производства характеризуются достаточно острой ребровой ориентировкой [7], что, несмотря на ее рассеяние в результате прохождения металлом нескольких циклов обработки деформация – отжиг, позволяет получать совершенную текстуру вторичной рекристаллизации

Текстура подката нитридно-медного варианта получения ЭАС обладает значительным рассеянием [8], увеличивающимся в ходе дальнейшей обработки полосы Применение медленного нагрева при отжиге на первичную рекристаллизацию приводит к "подвыделению" мелкодисперсных частиц нитридных фаз и сегрегаций меди, которые являются своего рода ингибиторами для зародышей первичной рекристаллизации В этом случае при первичной рекристаллизации в первую очередь формируются и растут субзерна с наиболее точной ориентировкой (110)[001] Таким образом, в матрице вторичной рекристаллизации возникает острая госсовская ориентировка, обеспечивающая формирование в процессе ВТО совершенной текстуры (110)[001]

В схемах *2* и *5* режим азотирования не используется, а полученные результаты предназначены только для сравнения с результатами, получаемыми при других схемах обработки

На образцах Эпштейна (полоски размером 280×30 мм) измеряли магнитные свойства B_{800} – магнитную индукцию, характеризующую намагниченность образца, помещенного в постоянное магнитное поле напряженностью 800 А/м, и $P_{1\,7/50}$ – удельные потери электроэнергии, возникающие при перемагничивании образца, помещенного в переменное электромагнитное поле частотой 50 Гц, при индукции образца 1,7 Тл Для выявления макроструктуры образцы обрабатывали нагретой до 80 °С соляной кислотой Макроструктура образцов представлена на рис 1, магнитные свойства приведены ниже

Схема	Магнитные свойства*	
	$P_{1\,7/50}$, Вт/кг	B_{800}, Тл
1	1,450–1,680 / 1,560	1,771–1,839 / 1,799
2	1,260–1,600 / 1,411	1,802–1,871 / 1,838
3	1,470–1,760 / 1,557	1,742–1,818 / 1,795
4	1,130–1,280 / 1,206	1,855–1,889 / 1,875
5	1,150–1,480 / 1,290	1,851–1,906 / 1,879
6	1,420–1,860 / 1,555	1,686–1,865 / 1,798

*В числителе – минимальные и максимальные значения, в знаменателе – средние

Свойства обработанных по схемам *1*, *2* и *3* образцов ЭАС низкие и достаточно близкие друг к другу Наилучшими характеристиками обладают полоски, обработанные по схеме без использования процесса азотирования Макроструктура образцов (рис. 1, *1–3*) имеет отличия Полоски, обработанные по схеме *1*, характеризуются наибольшим размером зерен Макроструктура прошедших обработку по схемам *2* и *3* образцов практически одинакова

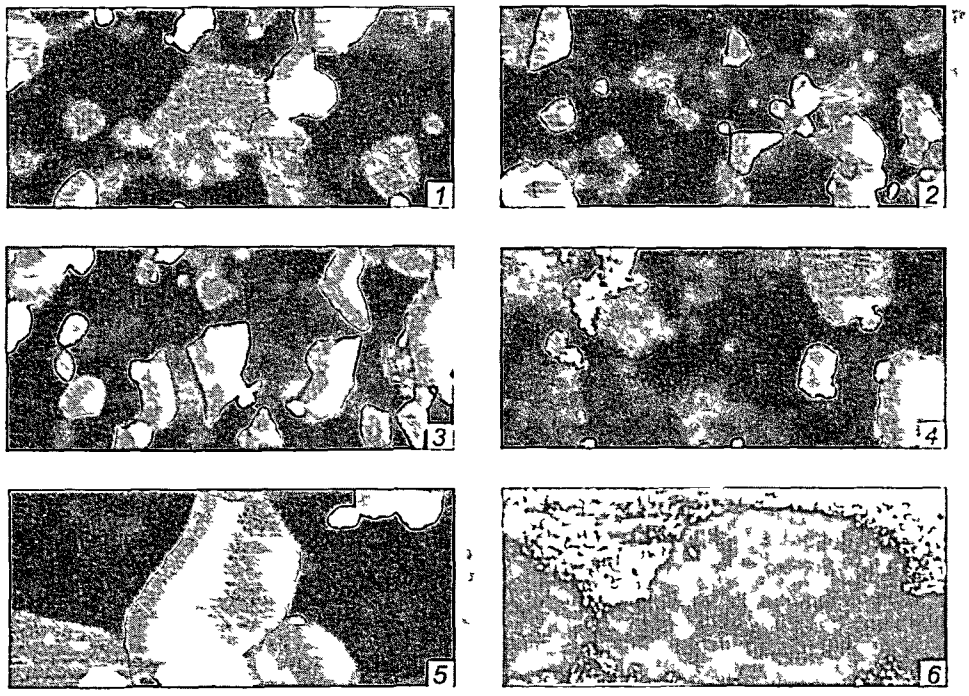


Рис 1 Макроструктура после высокотемпературного отжига образцов ЭАС прошедших предварительную обработку по схемам *1 – 6* (здесь и на рис 2 номер позиции соответствует варианту обработки)

Среди образцов, обработанных с использованием медленного нагрева на первичную рекристаллизацию (схемы *4*, *5* и *6*), худшими свойствами обладают полученные по варианту *6*. их свойства находятся на уровне свойств образцов, обработанных по первым трем технологиям Значения индукции B_{800} полосок, полученных по вариантам *4* и *5*, близки Однако в образцах, произведенных по схеме *4*, заметно более низкие удельные потери электроэнергии, что хорошо коррелирует с макроструктурой образцов, характеризующейся самым мелким вторично рекристаллизованным зерном с небольшим количеством участков нормального роста (рис. 1, *4*) Макроструктура образцов, произведенных по варианту *5*, представлена более крупными зернами, участки нормального роста отсутствуют (рис 1, *5*) Полоски, изготовленные по схеме *6*, имеют самое крупное зерно из всех представленных, но и самые большие участки нормального роста (рис. 1, *6*)

С точки зрения механизма текстурной наследственности после обработки образцов по схемам *1*, *2* и *3* нельзя получить совершенную текстуру вторичной рекристаллизации, поскольку текстура горячекатаных полос изначально рассеянная, а деформация и последующий быстрый нагрев на первичную рекристаллизацию приводят к большому количеству ребровых зерен с ориентировкой, существенно отличающейся от идеальной (110)[001]

Эффект, возникающий в результате применения химико-термической обработки, заметен на образцах, обработанных по схеме *1*, в виде укрупнения размеров зерен после аномального роста По-видимому, это может быть связано с тем, что за счет азотирования увеличивается количество ингибиторной фазы, что приводит к уменьшению числа зародышей как при первичной, так и при вторичной рекристаллизациях и, соответственно, к увеличению размеров кристаллитов после прохождения аномального роста зерен

После обработки по схеме *5*, используемой в стандартной нитридной технологии, полоски имели достаточно хорошие свойства

В схеме *6* азотирование, проведенное после холодной деформации, предположительно, влияет на зарождение ребровых зерен по механизму коалесценции при первичной рекристаллизации, снижая их количество до значения меньше критического, что и проявляется в наличии больших участков нормального роста зерен после ВТО

Как уже отмечалось, наилучшими свойствами обладают полоски, обработанные по схеме *4*, и если их индукция близка к индукции образцов, обработанных по схеме *5*, то удельные потери электроэнергии значительно ниже

Таким образом, используя процесс азотирования, можно улучшить свойства ЭАС нитридного варианта ингибирования, но только в том случае, когда химико-термическая обработка проводится после отжига на первичную рекристаллизацию с медленным нагревом.

На втором этапе работы проводили исследование влияния азотирования при ВТО на конечные макроструктуру и магнитные свойства электротехнической анизотропной стали.

Известно [9], что при азотировании ЭАС образуются нитриды кремния Si_3N_4, располагающиеся в поверхностных слоях образцов При последующем нагреве азотированных полосок наблюдается диссоциация нитридов кремния, при этом часть азота участвует в формировании ин-

гибиторной фазы AlN, а другая его часть уходит в атмосферу, причем, вероятно, не только в молекулярном, но и в атомарном или ионном состояниях Этот эффект был использован для химико-термической обработки при ВТО ранее не азотированных полосок Для исследования использовали образцы той же стали, что и в предыдущем эксперименте, – после второй холодной прокатки

В лабораторных условиях часть полосок размером 300×40 мм подвергали азотированию при 700 °С в течение 30 мин в атмосфере защитного газа, содержащего аммиак, содержание азота в них после химико-термической обработки составляло 0,6–0,7 % В данном эксперименте азотированные полоски использовались только как дополнительный источник азота при ВТО Другую часть образцов подвергали холодной прокатке с уменьшением их толщины от 0,35 до 0,23 мм

После нанесения антисварочного покрытия в виде суспензии оксида магния половину полосок толщиной 0,23 мм последовательно перекладывали азотированными полосками толщиной 0,35 мм Вторую половину образцов толщиной 0,23 мм не перекладывали азотированными полосками Заключительную операцию обработки (ВТО) образцы проходили вместе по следующему режиму нагрев с произвольной скоростью от 20 до 400 °С, регулируемый нагрев со скоростью 15 °С/ч от 400 до 1150 °С, выдержка в течение 10 ч при 1150 °С и охлаждение с печью Атмосфера отжига варьировалась одну часть металла (опыты *I*, *III*) в течение всего цикла ВТО отжигали в чистом водороде, а другую (опыты *II*, *IV*), до 1150 °С – в защитном газе, после 1150 °С – в чистом водороде, причем в опытах *III* и *IV* использовался дополнительный источник азота После ВТО измеряли магнитные свойства и анализировали макроструктуру образцов (рис 2)

Магнитные свойства полосок ЭАС, прошедших отжиг в различных атмосферах, при наличии дополнительного источника азота или без него, характеризуются следующими данными

Опыт	Магнитные свойства	
	$P_{1\ 7/50}$, Вт/кг	B_{800}, Тл
I	$\frac{1,88-3,02}{2,50}$	$\frac{1,44-1,70}{1,57}$
II	$\frac{1,08-1,21}{1,14}$	$\frac{1,85-1,88}{1,86}$
III	$\frac{1,02-1,14}{1,05}$	$\frac{1,87-1,91}{1,88}$
IV	$\frac{1,03-1,16}{1,07}$	$\frac{1,86-1,91}{1,88}$

Примечание Как и ранее приведены минимальные, максимальные и средние значения магнитных свойств

Видно, что самые низкие свойства имеют образцы, прошедшие ВТО в атмосфере водорода без дополнительного источника азота В результате исходно малого числа частиц фазы-ингибитора макроструктура таких образцов была практически полностью представлена зернами нормального роста, лишь отдельные участки имели вторично рекристаллизованные кристаллиты (рис 2, *I*)

Несколько лучшие свойства имеют образцы, прошедшие отжиг до 1150 °С в атмосфере газа, состоящего из 95 % N_2 и 5 % H_2, без дополнительного источника азота, анализ макроструктуры таких образцов показывает, что вторичная рекристаллизация прошла практически полностью, наблюдаются отдельные участки нормального роста зерен (рис 2, *II*) Подобные изменения можно объяснить только тем, что произошло увеличение количества ингибиторной фазы за счет азота, пришедшего из атмосферы отжига

С точки зрения стабильности протекания вторичной рекристаллизации лучшим вариантом является отжиг образцов в атмосфере защитного газа с использованием дополнительного источника азота. Макроструктура полосок, прошедших отжиг в таких условиях, полностью представлена вторично рекристаллизованными зернами, участков нормального роста зерен не наблюдается (рис 2, *III*);

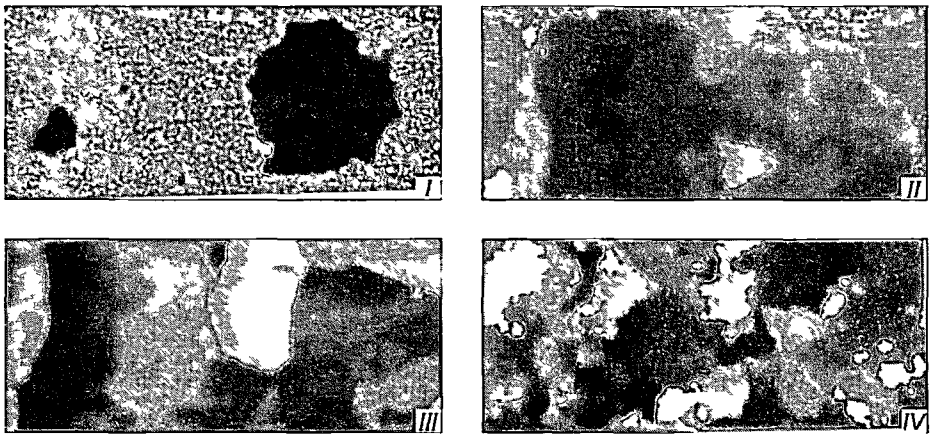


Рис 2 Макроструктура образцов ЭАС после высокотемпературного отжига по вариантам *I*–*IV*

однако магнитные свойства этих образцов все-таки ниже свойств полосок, отожженных в атмосфере водорода в присутствии дополнительного источника азота, даже несмотря на то, что в макроструктуре последних присутствуют небольшие участки зерен нормального роста (рис 2, *IV*)

Эффект азотирования образцов, прошедших ВТО в атмосфере водорода с использованием дополнительного источника азота, наблюдается, вероятно, при температуре 700–900 °С, поскольку именно в этом температурном интервале происходит распад нитридов кремния [9] и азот получает возможность соединиться с алюминием, создавая дополнительную ингибиторную фазу. Небольшие участки нормального роста зерен, наблюдаемые в макроструктуре данных образцов, объясняются недостаточным количеством ингибиторной фазы

Выводы. Экспериментально показано, что существует реальная возможность улучшения магнитных свойств электротехнической анизотропной стали нитридного варианта ингибирования за счет создания условий для более стабильного протекания процесса вторичной рекристаллизации при высокотемпературном отжиге, для чего необходимо использовать добавляемый в оксид магния дополнительный источник азота, который должен обеспечивать при высокотемпературном отжиге выделение свободного азота в интервале 700–900 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сера в электротехнических сталях / Б В Молотилов, А К Петров, В М Боревский и др – М Металлургия, 1973 – 176 с
2. Физическое металловедение Т 3 / Под ред Р У Кана, П Т Хаазена, Пер с англ – М Металлургия, 1987 – 624 с
3. Францснюк ИВ, Казаджан ВБ, Барятинский ВП // Сталь 1994 № 10 С 35–37
4. Ас 198376 СССР Способ изготовления текстурованной ленты из железокремнистых сплавов / В В Губернаторов, В Д Садовский, Б К Соколов и др // Открытия Изобретения Промышленные образцы Товарные знаки 1972 № 7 С 77
5. Шабанов ВА, Лобанов МЛ, Первушина ОВ, Попов АА // Сталь 1998 № 8 С 49–54
6. Пащенко СВ, Гольдштейн ВЯ, Серый АВ, Гражданкин СП // ФММ 1984 Т 58 Вып 1 С 63–68
7. Гольдштейн ВЯ, Гершман РЛ, Комиссарова ТА, Савинская АА // Изв АН СССР Сер Физическая 1982 Т 46 № 4 С 675–678
8. Лобанов МЛ, Шабанов ВА, Цырлин МБ, Минеев ФВ // Сталь 2000 № 2 С 59–63
9. Ushigami Y, Kurosawa F, Masui H et al // Proceedings Materials Science Forum 1996 V 204–206 P 593, 594

Уральский государственный технический университет – УПИ (г Екатеринбург) Поступила 19 декабря 2002 г

УДК 669 017 3 669 788

© 2004 г. Л.М. Полторацкий, В.П. Колпак, А.В. Бояринцева

ОБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО–УГЛЕРОД–ВОДОРОД

Вопрос о существовании алмазов в сплавах Fe–C обсуждается с начала прошлого века В настоящее время расчетами подтверждена возможность превращения цементита в алмаз в железоуглеродистых сплавах при высоких температурах и давлении [1]. Экспериментально доказана возможность осуществления динамического синтеза алмаза в сером чугуне двумя методами: пластической деформацией со взрывом и взрывом с термоциклированием [2]. Установлена возможность формирования кристалла алмаза при затвердевании чугуна, модифицированного сфероидизирующими графит элементами Mg, Ce и др [3]

Имеются сведения о влиянии водорода на процесс алмазообразования в условиях синтеза алмазов из газовой фазы В работах Б В Спицына, Б В. Дерягина [4] и Эверсола[1] проведены исследования влияния водорода на рост алмазной фазы в случае использования метода газового осаждения при низких давлениях; установлено[2], что введение в газовую среду атомарного водорода обеспечивает селективность кристаллизации алмазной фазы. Наблюдаемое на практике значительное увеличение скорости роста алмазов по сравнению со скоростью их роста при пиролизе углеводородов, когда концентрация атомарного водорода ниже равновесной, объясняется активным участием атомарного водорода в самом процессе кристаллизации Предполагается, что одна из основных функций атомарного водорода заключается в дегидрировании и гидрировании поверхности затравочных кристаллов, что обеспечивает в первом случае образование активных углеродистых участков для присоединения к ним ацетилена C_2H_2 или CH_3-радикала, а во втором – стабилизацию образовавшихся алмазных конфигураций [5, 6].

Исследование синтеза алмазов в системах графит–гидриды металлов позволило предположить, что присутствие водорода в реакционной зоне стимулирует процесс их образования [7]. Это позволяет предположить, что водород может оказывать катализирующее воздействие на алмазообразование в железоуглеродистых сплавах.

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния водорода на структурообразование синтетического серого чугуна, показана гипотетическая воз-

[1] Пат 3030188 США

[2] Пат 3371996 США

можность синтеза алмаза в железоуглеродистых сплавах; предложен механизм влияния водорода на формирование алмазной фазы В качестве исследуемого материала использовали синтетический серый чугун с ферритной матрицей и содержанием углерода, близким к эвтектическому, а также образцы из чистого железа, запрессованного в мелкодисперсный спектрально чистый графит Большинство образцов насыщали водородом при его высоком (45–80 МПа) давлении в широком температурном диапазоне В контрольных экспериментах применяли очистку водорода через палладиевую мембрану В отдельных случаях насыщение водородом образцов чугуна производили электрохимическим путем, создавая его концентрации до 20 $см^3$/100 г Содержание водорода определяли известными методами [8–10], а массовую долю углерода в образцах – стандартными методами химического анализа и металлографической планиметрии

Как показывают результаты исследований [11], водород препятствует растворению графита в матрице, а при высоком давлении полностью блокирует рост графита Это подтверждается тем, что при нагреве образцов серого с ферритной основой чугуна до температур, близких к температурам плавления, независимо от скорости нагрева и охлаждения исходная структура исследуемого материала не изменялась при указанных давлениях газовой фазы (рис. 1) Поскольку графит не растворялся в ферритной и аустенитной матрице, температура плавления образцов совпадала с температурой плавления чистого железа. Образцы нагревали до их полного расплавления

Рис 1 Микроструктура серого чугуна после нагрева до температуры 1400 °С, давление водорода 65 МПа

При охлаждении расплавленных образцов с различными скоростями от 250 до 0,16 °С/с вместо ожидаемых графитных включений внутри матрицы были обнаружены кристаллы, хорошо просматривающиеся с помощью светового микроскопа Известными методами рентгеноструктурного анализа выявить природу этих кристаллов не удалось Размер включений позволял замерить микротвердость. Однако алмаз индентора при нагрузке 100 г практически не оставлял на них следа (на рис 2 в центре кристаллов просматриваются отпечатки индентора от замера микротвердости), а возникающие в кристаллах внутренние напряжения в некоторых случаях разрушали эти кристаллы после снятия нагрузки Учитывая характеристики исходных материалов, которые участвовали в получении таких кристаллов, с определенной степенью достоверности их можно интерпретировать как сложное химическое соединение $Fe_nC_mH_k$, т.е. карбогидрид железа (рис 3, *а*), или как алмазные включения C_A (рис. 3, *б*).

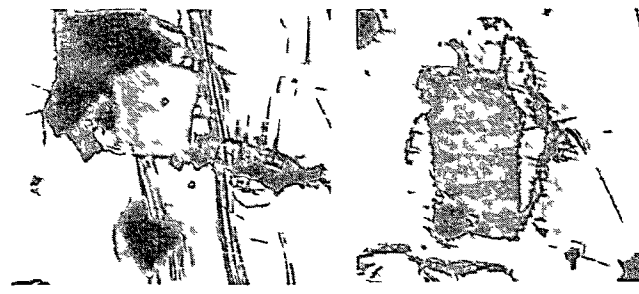


Рис 2 Две микрофотографии кристаллов в ферритной матрице сплава Fe–C–H с близким к эвтектическому содержанием углерода, ×500

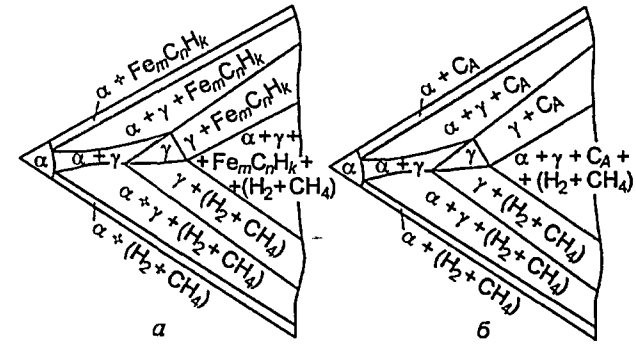


Рис 3 Изотермическое сечение диаграммы Fe–C–H при охлаждении (T = 700 °С)

а – интерпретация кристаллов как $Fe_nC_mH_k$ – карбогидрид железа, *б* – интерпретация кристаллов как C_A – алмаз

Известно, что трудности экспериментального получения алмаза в железоуглеродистых сплавах связаны с тем, что процесс графитизации является доминирующим, термодинамически более выгодным по сравнению с процессами образования алмаза [12] Однако, как показывают исследования, при высоких температурах и давлении, когда процесса графитизации не происходит, образование алмазных включений в железоуглеродистых сплавах становится возможным. Теоретический анализ взаимодействия водорода с графитом в аустенитной матрице позволяет сделать вывод, что водород, энергия ковалентной связи которого с углеродом близка к энергии связи С–С, блокирует свободные ковалентные связи углерода на призматических плоскостях кристаллической решетки графита и препятствует растворению графита в аустените [13], а также выделению графита из жидкой фазы Под действием водорода потенциально возможным становится формирование алмазных включений, центрами зарождения

которых могут являться кристаллы, наблюдаемые в чистом железе, насыщенном водородом до концентрации 20 $см^3$/100 г (рис 4)

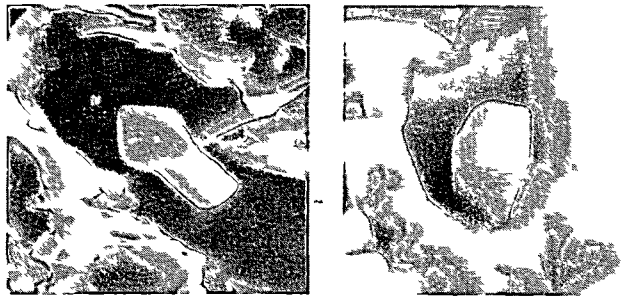


Рис 4 Две микрофотографии кристаллов в железной матрице наводороженных образцов из чистого железа × 5000

Выводы. Водород может оказывать катализирующее воздействие на процесс образования алмаза, являющийся частным случаем структурообразования в системе Fe–C, общие закономерности которого в значительной степени обусловлены явлениями полиморфизма углерода

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Gustafson P // Scandinavian J of Metallurgy 1985 №4 P 259–267
2. Соболев В В, Таран Ю Н, Губенко С И // МиТОМ 1993 № 1 С 2–6
3. Кимстач Г М // МиТОМ 1991 № 8 С 6 7
4. Ас 339134 СССР Способ наращивания граней алмаза / Б В Спицын, Б В Дерягин // Открытия Изобретения Промышленные образцы Товарные знаки 1980 № 17 С 323
5. Franklash M Spear R // J Mater Res 1988 V 3 № 1 P 115–117
6. Kitabatake M, Wasa K // J Vac Sci Technol 1988 № A 6(3) P 1793–1797
7. Куликова Л Ф, Шалимов М Д, Стесарев В Н Яковлев В Н // Сверхтвердые материалы 1988 № 1 С 3, 4
8. Ас 1141333 СССР Способ определения количества газов в металлах и сплавах и устройство для его осуществления / Л М Полторацкий В П Колпак И Л Левченко и др // Открытия Изобретения 1985 № 7 С 134
9. Ас 862051 СССР Устройство для определения количества газов в металлах и сплавах / В И Шаповалов, Л М Полторацкий // Открытия Изобретения Промышленные образцы Товарные знаки 1981 № 33 С 230
10. Ас 972321 СССР Устройство для определения количества газов в металлах и сплавах / Л М Полторацкий, В Н Кучеренко, Ф К Клименко, И Л Левченко // Открытия Изобретения Промышленные образцы Товарные знаки 1982 № 41 С 191
11. Шаповалов В И Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов – М Металлургия, 1982 – 232 с
12. Жуков А А // МиТОМ 1988 № 4 С 2–9
13. Шаповалов В И // Изв вуз Черная металлургия 1974 № 4 С 105–111

ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат" (г Новокузнецк) Поступила 16 мая 2003 г

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 669 18

© 2004 г. И.Ф. Селянин, А.Н. Дробышев, В.Б. Деев, А.В. Феоктистов, А.И. Куценко

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОДУВКИ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА ИНЕРТНЫМИ ГАЗАМИ

На основе полученных с помощью радиоактивных изотопов по движению жидкого металла в спокойном и кипящем слитках данных [1] разработана математическая модель Охлажденный у фронта кристаллизации расплав узкой полосой (2–7 мм) опускается в нижнюю часть слитка, где и накапливается Доказано наличие конвекции расплава переменной интенсивности в центральной части жидкого ядра, уменьшающейся в направлении сверху вниз, а в горизонтальных сечениях – от центра к наружной поверхности слитка [1]

Цель настоящей работы – определить среднюю скорость подъема газожидкостного потока в любом горизонтальном сечении ковша Газ поступает в металл через нижнюю часть трубы и увлекает при движении вверх микрообъемы расплава (см рисунок) Движение жидких микрообъемов металла аналогично движению твердых частиц в восходящем пневмотранспорте Такие частицы имеют горизонтальную пульсирующую составляющую скорости и транзитную составляющую, направленную вертикально вверх Газовый поток поднимается вверх по пустотам или газовым пузырям, взаимодействует механически с поверхностью микрообъемов расплава

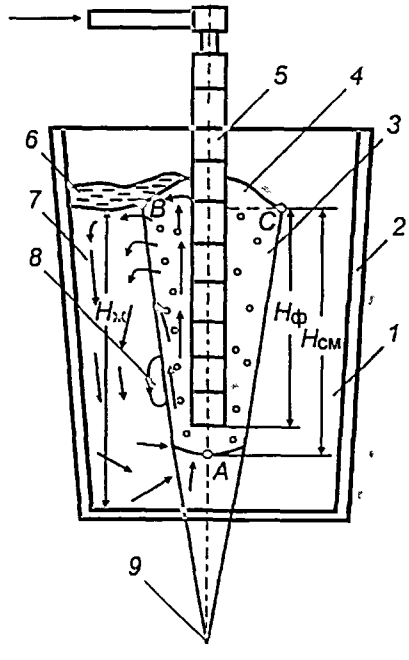


Схема продувки металла в ковше инертным газом
1 – расплав *2* – ковш *3* – газожидкостная смесь, *4* – султан , *5* – труба для продувки, *6* – слой шлака, *7* – ниспадающий поток, *8* – центр вихревой зоны, *9* – полюс жидкостной струи, зона *ABC* – конус продувки

Для определения скорости подъема газовых пузырей с присоединенными массами воспользуемся полуэмпирическими формулами для расчета потерь давления в движущемся противоточно продуваемом слое [2] Задачи в первом приближении аналогичны, так как инертный газ продувается через слой жидкого металла Порозность слоя ε при движении в противоточно продуваемом слое совпадает с объемной долей газовых частиц в параболоиде газожидкостной смеси Итак, $\varepsilon = V_г/V_0$ ($V_г$ – объем газа в параболоиде во время продувки, $V_0 = V_г + V_м$ – общий объем параболоида, $V_м$ – объем жидкого металла в параболоиде)

Удельный объем металла β определяется соотношением

$$\beta = V_м/V_0 = 1 - \varepsilon$$

В рассматриваемой задаче можно использовать формулы для расчета сопротивления неподвижного слоя [2], так как $D/d_г > 30$, где D и $d_г$ – диаметры ковша и газового пузыря

Основой решения задачи является равенство

$$\Delta p_\xi = \Delta\rho_{сл},$$

где $\Delta p_\xi = H_{см}g(\rho_ж - \rho_{см})$ – подъемная сила Архимеда на единицу площади миделевого сечения газожидкостной смеси, $H_{см}$ – высота газожидкостного объема, $\rho_ж$ и $\rho_{см}$ – плотности жидкости и газожидкостной смеси, g – ускорение свободного падения; $\Delta\rho_{сл} = \xi_{сл}H_{см}\rho_{см}U_{см}^2/(2d_г)$ – падение давления в газожидкостном слое: $\xi_{сл} = 8c/Re + C_u$ [2] – коэффициент сопротивления слоя, $Re = d_к U_{см}/\nu_{см}$ – число Рейнольдса, $c = 5{,}0$ и $C_u = 0{,}75$ – коэффициенты, $U_{см}$ и $\nu_{см}$ – скорость и кинематическая вязкость газожидкостной смеси, $d_к$ – диаметр жидкой капли

Диаметры газового пузыря и жидкой капли связаны соотношением

$$d_г = \frac{2(1-\beta)}{3\beta^{0,5}} d_к \text{ или } d_к = \frac{3\beta^{0,5}}{2(1-\beta)} d_г$$

Если пренебречь инерционным членом в выражении $\xi_{сл}$, то получим

$$\Delta\rho_{сл} = \frac{30\beta^{0,5}\nu_{см}H_{см}\rho_{см}}{(1-\beta)d_к^2} U_{см}.$$

Скорость газожидкостной смеси можно определить по формуле

$$U_{см} = \frac{(1-\beta)d_к^2 g(\rho_ж - \rho_{см})}{30\beta^{0,5}\nu_{см}\rho_{см}}.$$

Плотность газожидкостной смеси определяется соотношением

$$\rho_{см} = \rho_ж\beta + \rho_г(1-\beta) \approx \rho_ж\beta,$$

где $\rho_г$ – плотность газа.

В этом соотношении учтено, что $\rho_г << \rho_ж$.

Окончательно получаем

$$U_{см} = \frac{(1-\beta)\beta^{-1,5}d_к^2 g}{30\nu_{см}}.$$

Если использовать $d_г$ (зависимость диаметра газового пузыря от диаметра жидкой капли), то получим следующую формулу

$$U_{см} = \frac{0,075\beta^{-1,5}d_г^2 g}{\nu_{см}} = \frac{0,735}{(1-\varepsilon)^{0,5}\nu_{см}} d_г^2,$$

где $\nu_{см} = \nu_t(1 + 2,5\varepsilon + 7\varepsilon^2)$ [2]; ν_t – турбулентная вязкость

Для определения ν_t воспользуемся общепринятым предположением о том, что в турбулентном режиме число Прандтля Pr_t и диффузионное число Прандтля Sc_t равны единице [3], т е. $Pr_t = \nu_t/a_t = 1$ и $Sc_t = \nu_t/D_t = 1$, здесь ν_t, a_t и D_t – турбулентные коэффициенты вязкости, теплопроводности и диффузии Определив один из этих коэффициентов экспериментально, с хорошим приближением (± 10 %) можно найти и значения других

Турбулентный коэффициент диффузии D_t определяли в работах [1, 4] методом радиоактивных изотопов Для вертикальной конвективной диффузии $D_t = (0,5-10)\times \times 10^{-4}$ м^2/с, следовательно, $\nu_t = (0,5-10)\ 10^{-4}$ м^2/с

Скорость подъема газового пузыря $U_г$ можно определить по формуле Стокса

$$U_г = \frac{2g(\rho_ж - \rho_г)}{9\rho_{см}\nu_t} r_г^2 = \frac{g(\rho_ж - \rho_г)}{18\rho_{см}\nu_t} d_г^2,$$

где $r_г$ – радиус газового пузыря

Правомочность применения этой формулы обосновывается малым значением числа Рейнольдса $Re = d_г U_г/\nu_t = \frac{1,1d_г^3}{(1-\varepsilon)\nu_t^2} \approx 4,7$ при $d_г = 3$ мм, $\nu_t = 10^{-4}$ м^2/с и $\varepsilon = 0,37$

Газонасыщенность газожидкостного объема определяется по выражению

$$\varepsilon = \frac{V_г}{V_{см}} = \frac{Q_г\tau_г}{Q_{см}\tau_{см}} = \frac{H_ф U_{см}}{U_ж H_ф} = \frac{U_{см}}{U_ж},$$

где $V_г$ и $V_{см}$ – объемы газа и газожидкостной смеси в фиксированный момент времени, м^3; $Q_г$ и $Q_{см}$ – расходы газа и газожидкостной смеси при продувке, м^3/с, $\tau_г$ и $\tau_{см}$ – время нахождения газовых пузырей и газожидкостной смеси в продуваемом объеме, $H_ф$ – глубина погружения фурмы

Таким образом, получено следующее уравнение

$$\varepsilon = \frac{1,35(1-\varepsilon)^{0,5}}{1 + 2,5\varepsilon + 7\varepsilon^2},$$

решая которое численно, получаем $\varepsilon = 0,37$

Сравним расчеты газонасыщенности струи и порозности слоя по теории движения тел в идеальной жидкости При движении сферический газовый пузырь увлекает за собой массу жидкости, равную половине массы жидкости в объеме шара [3], поэтому доля металла в газожидкостной смеси $\beta = V_м/(V_м + V_г) = 0,5/1,5 = 0,333$ Кроме того, турбулентная струя на начальном участке подсасывает из окружающего объема дополнительно 0,322 от расхода струи [3] На конечном участке струи дополнительный относительный спутный поток металла составляет 2,36 [3], таким образом, средний относительный объем спутного потока $\overline{V}_{сп} = 0,5(0,322 + 2,36) = 1,34$ С учетом массы жидкости, увлекаемой отдельным пузырьком внутри основной газожидкостной струи, имеем $\beta = (0,5 + + 1,34)/(1,5 + 1,34) = 0,645$, тогда $\varepsilon = 1 - \beta = 0,355$

Результат расчета по этой формуле хорошо совпадает с расчетом газонасыщенности жидкого объема, приведенным выше

Диаметр газового пузыря при кипении мартеновской ванны находится в интервале 3–16 мм [5] Таким обра-

зом, при $\varepsilon = 0{,}37$, $\nu_t = 5\cdot10^{-5}$ м^2/с, $\rho_ж = 7\cdot10^3$ кг/м^3, $\rho_г = 1{,}2$ кг/м^3, $g = 9{,}81$ м/с^2 имеем $U_{см} = 0{,}058-1{,}670$ м/с, $U_г = 0{,}157-4{,}500$ м/с

Средняя скорость всплывания газовых пузырей по данным различных исследований находится в пределах 0,3–1,5 м/с [5, 6] Так как газовая струя полностью теряет свою кинетическую энергию при $\Delta H \approx 0{,}1$ м, и далее пузырьки газа всплывают под действием сил Архимеда и вязкости, как и в период кипения сталеплавильной ванны, аналогия уместна.

Рассчитаем необходимое время τ продувки металла в ковше по известному расходу газа и массе M жидкого металла в ковше.

Из равенства числа Прандтля и диффузионного числа Прандтля вытекает подобие полей температур и концентраций

$$Le = \frac{Pr_t}{Sc_t} = \frac{\nu_t D_t}{a_t \nu_t} = \frac{D_t}{a_t} = 1,$$

где Le – число Льюиса–Семенова.

Время гомогенизации расплава можно рассчитать по температуре или определить по концентрации любого компонента В продуваемом объеме жидкие капли металла имеют различные температуры и концентрации компонентов Диаметр жидкой капли металла составляет $d_к = 3{,}04 d_г = 9-48$ мм, для расчета теплообмена между каплями можно использовать приближенные зависимости для высокотеплопроводного тела [7].

Тепловой баланс для одной капли имеет вид

$$c_{см}\rho_{см}V_к dT = \alpha S_к (T - T_к) d\tau,$$

где $c_{см}$ – теплоемкость газожидкостной смеси, $V_к$ и $S_к$ – объем и площадь поверхности капли; α – коэффициент теплообмена; τ и T – текущие время и температура; $T_к$ – конечная температура жидкого металла (после окончания гомогенизации).

При начальных условиях $\tau = 0$, $T = T_н$ и $\tau = \infty$, $T = T_к$ ($T_н$ – начальная температура жидкого металла в ковше) решение последнего уравнения имеет вид

$$T = T_к + (T_н - T_к)\exp(-\frac{\alpha S_к}{c_{см}\rho_{см}V_к}\tau)\cdot$$

Тепло- и массообмен между каплями жидкого металла при продувке осуществляют пузырьки газа, поэтому для определения коэффициентов тепло- и массообмена можно использовать критериальные уравнения [8]

$$Nu = 2{,}0 + 0{,}6 Re^{0,5} Pr^{1/3};$$

$$Nu_D = 2{,}0 + 0{,}6 Re^{0,5} Pr_D^{1/3},$$

где $Nu = \alpha_{см} d_к/\lambda_{см}$, $Nu_D = \beta d_к/D_{см}$ и Pr_D – диффузионные числа Нуссельта и Прандтля, полученные при исследовании тепло- и массообмена между каплями воды и парогазовыми пузырьками.

По данным Рэнца и Маршалла [9] в условиях турбулентного теплообмена аналогия между тепло- и массообменом соблюдается, т е $Pr_D = Pr = 1$

При $\tau = H_ф/U_{см}$ и $\lambda_{см} = a_{см} c_{см} \rho_{см}$ справедлива зависимость

$$T = T_к + (T_н - T_к)\exp(-\frac{6 Nu\, a_{см} H_ф}{d_к \nu_{см}}),$$

где $a_{см}$, $c_{см}$ и $\lambda_{см}$ – температуропроводность, теплоемкость и теплопроводность газожидкостной смеси; $\alpha_{см}$ – коэффициент теплообмена между газом и металлом.

По принципу аналогии запишем $a_{см} = \nu_{см} = \nu_t(1 + 2{,}5\varepsilon + 7\varepsilon^2)$.

Введем коэффициент $A = -6 Nu a_{см} H_ф/(d_к \nu_{см})$; при $d_г = 3$ мм, $H_ф = 1$ м его значение равно четырем Тогда $\exp(-A) = 0{,}018$ с Следовательно, гомогенизация в продуваемом параболоиде заканчивается за один проход ($T = T_к$), т е за время $\tau = H_ф/U_{см} = 17{,}2$ с За одну секунду в продуваемом объеме обрабатывается масса жидкого металла $Q_{с} = Q_{см}\beta\rho_ж$ кг/с.

Как правило, в производственных условиях для обработки расплава затрачивается не более 5 мин. Если принять предельное время продувки расплава $\tau_{пр} = 300$ с, то можно определить удельный расход газа $Q'_г$ (на 1 т металла) для ковша емкостью $Q_к$, т,

$$Q'_г = \frac{Q_к}{\tau_{пр}\beta\rho_ж} = \frac{Q_к}{300\cdot0{,}63\cdot7} = 0{,}755\cdot10^{-3} Q_к.$$

Так, для ковшей емкостью 10 и 200 т удельный расход газа для продувки составляет $0{,}755\cdot10^{-2}$ и $15{,}1\cdot10^{-2}$ м^3/с соответственно Для того чтобы фурма не затягивалась металлом, расход газа должен составлять 10^{-2} м^3/с, поэтому время продувки ковшей малой емкости сокращают до двух-трех мин При расчете по вышеприведенным формулам для ковша емкостью 10 т время продувки составляет 2,5 мин Для больших ковшей ($Q_к = 200$ т) расход газа составляет 0,228 м^3/т, что практически соответствует производственным данным

Выводы. Математическая модель позволяет рассчитать все основные технологические параметры продувки жидкого чугуна. Рассчитаны скорость подъема газожидкостной смеси в параболоиде продувки, скорость всплывания газовых пузырей, газонасыщенность двухфазной смеси, время гомогенизации расплава в зависимости от интенсивности продувки и емкости ковша

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Скрепцов А.М Конвекция и кристаллизация металлического расплава в слитках и отливках – М Металлургия, 1993 – 144 с

2. Горбис З Р Теплообмен и гидромеханика дисперсных сквозных потоков – М Энергия, 1970 – 424 с
3. Лойцянский Л Г Механика жидкости и газа – М Наука, 1987 – 840 с
4. Скрепцов А М Радиоактивные изотопы в сталеплавильных процессах – М Металлургия, 1972 – 304 с
5. Меджибожский М Я Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов – Киев Высшая школа, 1986 – 280 с
6. Соколов Г А Внепечное рафинирование стали – М Металлургия, 1977 – 208 с
7. Кутателадзе С С Основы теории теплообмена – Новосибирск Наука, 1970 – 660 с
8. Теоретические основы хладотехники, тепломассообмен / Под ред Э И Гуйго – М Агропромиздат, 1980 – 320 с
9. Гребер Г, Эрк С, Григуль У Основы учения о теплообмене / Пер с нем, Под ред А А Гухмана. – М Иностранная литература, 1958 – 566 с

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 26 мая 2003 г

УДК 621.74 047 66 065 5 001 57

© 2004 г. В.Н. Селиванов, А.М. Столяров

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МЕТАЛЛА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ СЛЯБОВОЙ МАШИНЫ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК

Распределение жидкого металла, поступающего из промежуточного ковша, в кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок оказывает существенное влияние на формирование корки затвердевшего металла, удаление неметаллических включений, ликвацию элементов и др Гидродинамика распределения металла в кристаллизаторе довольно сложна и изучена недостаточно полно В настоящей работе распределение металла по объему кристаллизатора изучалось методом математического моделирования с использованием результатов экспериментальных исследований переходных участков слябов, образующихся при разливке методом "плавка на плавку" стали различного химического состава

Экспериментальные данные об изменении химического состава металла переходного участка слябов при разливке стали разных марок были получены в кислородно-конвертерном цехе ОАО "Магнитогорский металлургический комбинат" [1] Отливались слябы с поперечным размером 250×(910–1370) мм Для предотвращения перемешивания металла разных марок в промежуточном ковше при переходе к разливке металла новой марки производилась замена ковша При этом делалась кратковременная пауза в подаче металла в кристаллизатор, во время которой на поверхности сляба образовывался пояс, служивший меткой разделения металла смежных плавок

Из обобщенных данных об изменении химического состава металла переходного участка десяти слябов (рис 1) следует, что переходный участок начинается примерно на расстоянии 2 м ниже разделительного пояса и заканчивается на 3 м выше него Совершенно очевидно, что металл второй плавки, заливаемый "под уровень", перемешивается некоторым образом с металлом, находящимся в кристаллизаторе При этом перемешанный металл вытесняется в пространство выше разделительного пояса Доля металла второй плавки в перемешанном металле постепенно увеличивается, и через некоторое время перемешанный металл, находящийся в верхней части кристаллизатора, практически не отличается по химическому составу от металла второй плавки.

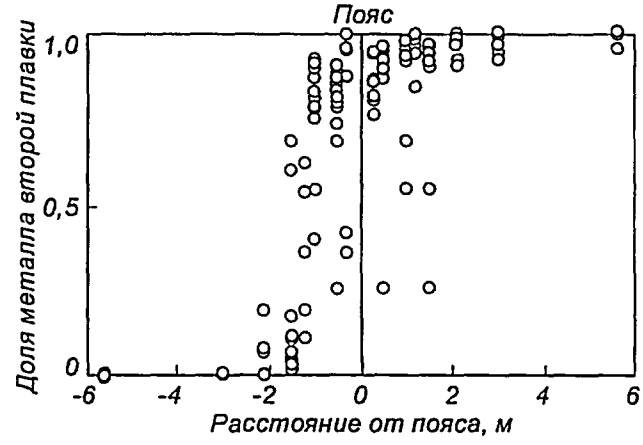


Рис 1 Распределение металла смежных плавок по длине переходного участка сляба

На основе изложенной выше схемы была разработана математическая модель формирования переходного участка сляба и в электронных таблицах Excel-2000 составлена программа для расчета изменения химического состава металла по длине переходного участка сляба При разработке модели использовался метод конечных элементов Металл в кристаллизаторе представлялся состоящим из нескольких горизонтальных слоев высотой Δh. Параметры жидкого металла по всему объему каждого такого слоя принимались одинаковыми Весь процесс разливки делился на последовательные интервалы времени $\Delta\tau$, в течение каждого из которых отливался один слой высотой Δh. Все параметры процесса разливки в течение любого интервала времени также принимались неизменными Изменение параметров разливки производилось при переходе к следующему интервалу времени

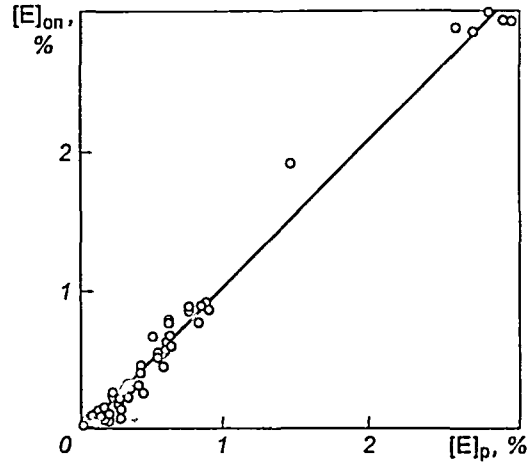


Рис 2 Сопоставление опытных и расчетных данных о содержании элементов в металле переходных участков слябов

Металл, подаваемый в кристаллизатор, распределялся среди нескольких верхних слоев Распределение металла по слоям задавалось множеством коэффициентов k_i, число которых соответствовало количеству выделенных слоев металла, а их сумма равнялась единице Модель настраивалась по экспериментальным данным Настройка заключалась в изменении коэффициентов k_i и глубины зоны распространения заливаемого металла таким образом, чтобы обеспечивалось наименьшее расхождение результатов расчетов с экспериментальными данными Результаты сопоставления опытных ($[E]_{оп}$) и расчетных ($[E]_р$) данных, полученных после настройки модели, представлены на рис 2 Связь между результатами расчетов и опытными данными описывается уравнением регрессии

$$[E]_{оп} = 1{,}0582[E]_р - 0{,}0228$$

при коэффициенте корреляции 0,994, что указывает на достаточно хорошее совпадение результатов расчетов и опытных данных и, следовательно, на адекватность модели реальному процессу

Как отмечалось ранее, настроечные коэффициенты k_i отражают распределение подаваемого в кристаллизатор металла по высоте отлитого слитка Из рис 3 следует, что кривая, характеризующая распределение заливаемого металла по высоте кристаллизатора, имеет два четко выраженных максимума Первый из них свидетельствует о том, что основная масса (примерно 80 %) металла, заливаемого в кристаллизатор, распределяется в верхней его части на расстоянии до 0,5 м от поверхности жидкого металла Остальной металл, заливаемый в кристаллизатор, располагается на удалении 0,8–1,0 м от поверхности (рис 4) Металл, вытекающий из каждого выходного отверстия стакана, движется к стенке кристаллизатора, где разделяется на два потока Один из них направляется вверх и перемешивается с находящимся там металлом Перемешанный металл поднимается выше разделительного пояса, формируя новый участок сляба Другой поток опускается вниз вместе с относительно холодным металлом, находящимся перед фронтом кристаллизации Такая схема распределения заливаемого металла по высоте кристаллизатора достаточно хорошо согласуется с результатами исследования движения металла в кристаллизаторе с использованием метода радиоактивных изотопов [2]

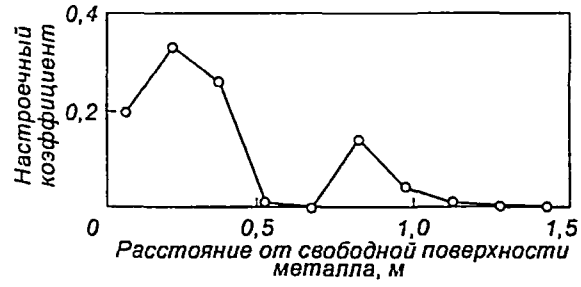


Рис 3 Численные значения настроечных коэффициентов для различных слоев металла

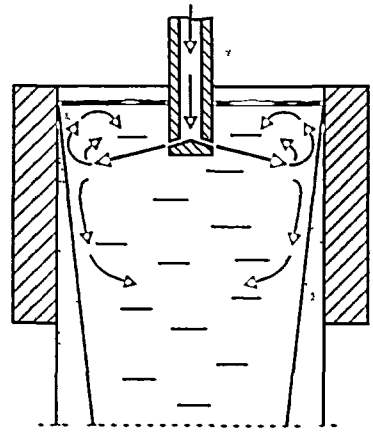


Рис 4 Схема распределения заливаемого в кристаллизатор металла

Выводы. Методом математического моделирования, используя опытные данные, по высоте кристаллизатора выявили две зоны распределения заливаемого металла Основная его масса распределяется в верхней части кристаллизатора, перемешиваясь с уже находящимся там металлом Из металла верхней зоны формируется вновь отливаемый сляб Остальная масса заливаемого металла опускается в нижнюю часть кристаллизатора, изменяя химический состав отлитого ранее сляба

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тахаутдинов РС, Селиванов ВН, Столяров АМ Юречко ДВ // Сталь 2002 № 10 С 29, 30
2 Скребцов АМ Конвекция и кристаллизация металлического расплава в слитках и отливках – М Металлургия, 1993 – 144 с

Магнитогорский государственный технический университет Поступила 17 апреля 2003 г

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ ТЕПЛОТЕХНИКА

УДК 669.046:621.365

© 2004 г. М.В. Темлянцев, В.С. Стариков, Н.В. Темлянцев, А.Ю. Сюсюкин

ИССЛЕДОВАНИЕ ОКИСЛЕНИЯ И ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ СТАЛЕЙ ДЛЯ РЕЛЬСОВ И РЕЛЬСОВЫХ НАКЛАДОК ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ПРОКАТКУ[1]

При нагреве рельсовой стали в печах под прокатку наряду с окислением ее поверхностных слоев происходит их обезуглероживание. Окисление в общем случае усложняет обслуживание печей, снижает экономичность нагрева и стойкость прокатного оборудования, может стать причиной возникновения брака по вкатанной окалине, низкого качества поверхности проката и др. Обезуглероживание наносит гораздо больший урон качеству рельсовой продукции В частности, наличие в рельсовом прокате поверхностных обезуглероженных слоев может ускорять образование наплыва металла на боковую грань рельса, вызывает неблагоприятное перераспределение контактных напряжений на глубине 3–5 мм, что повышает вероятность возникновения микротрещин в металле. После термической обработки рельсов поверхностное обезуглероживание приводит к образованию на поверхности катания зон со структурой верхнего бейнита Такая структура весьма неблагоприятна для рельсовой продукции, поскольку может привести к снижению механических и эксплуатационных свойств рельсов, наклепу, охрупчиванию металла, образованию усталостных трещин, выкрашиванию поверхностного слоя и др

В условиях повышения требований к качеству металла и перехода на прокатку рельсов из непрерывно литых заготовок проблема обезуглероживания резко обострилась Производство рельсов из таких заготовок характеризуется наиболее жесткими ограничениями глубины обезуглероженного слоя. Прогнозный расчет на базе методики [1] показывает, что при необходимости получить в готовом прокате Р65 обезуглероженный слой толщиной не более 0,5 мм, то после нагрева слитка этот слой может достигать 8,15 мм, а непрерывно литой заготовки – всего 3,65 мм, т.е. в 2,23 раза меньше.

В рамках настоящей работы произведено исследование влияния температурно-временного фактора на процессы окисления и обезуглероживания стали М76 состава 0,71–0,82 % С, 0,75–1,05 % Mn, 0,18–0,40 % Si, применяемой для изготовления железнодорожных рельсов Р65, Р75, и стали М54 состава 0,45–0,62 % С, 0,50–0,85 % Mn, 0,15–0,35 % Si, используемой для изготовления двухголовых накладок к железнодорожным рельсам Для исследований применяли цилиндрические образцы из стали марки М54 с предварительно деформированной (катаной) структурой, имеющие диам 30–33 мм, высоту 15–20 мм, и образцы из стали М76 диам. 10–11 мм, высотой 20–25 мм Образцы перед опытами обтачивали (удаляли поверхностный обезуглероженный слой металла толщиной 2,0–2,5 мм) на токарном станке, а затем нагревали до температур 950, 1050, 1150 и 1250–1275 °С и выдерживали при такой постоянной температуре в течение 10, 35 и 60 мин в атмосфере воздуха в трубчатой электрической печи сопротивления СУОЛ–0 4.4/12–М2–У4 2. Температуру образца фиксировали с помощью хромель-алюмелевой термопары, устанавливаемой в предварительно высверленное на глубину 15 мм отверстие диам. 3,5 мм в боковой части образца, и автоматического потенциометра КСП-4 Геометрические размеры образцов до и после опытов измеряли штангенциркулем с точностью до 0,1 мм. Массу определяли на весах ВЛР-200 с точностью до 0,5 мг. После нагрева образцы подвергали ускоренному охлаждению на воздухе, окалину с их поверхности удаляли посредством травления в подогретом до 40–60 °С 10 %-ном растворе серной кислоты с добавкой 0,1 г/л тиомочевины. Глубину обезуглероженного слоя определяли металлографическим методом в соответствии с ГОСТ 1763–69*. После определения угара образцы распиливали на две части и изготавливали шлиф поперечного разреза. После полировки структуру металла выявляли травлением в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Обезуглероженный слой исследовали на микроскопе МИМ-6 при увеличении в 100–150 раз

Кинетика окисления сталей в исследуемом температурно-временном интервале подчиняется параболическому закону [2], а зависимость константы K окалинообразования от температуры описывается уравнением Аррениуса [3]

$$K = k_0 \exp(-B/T) \ \text{г}^2/(\text{см}^4 \cdot \text{мин}),$$

[1] Работа выполнена по гранту Президента РФ на поддержку молодых российских ученых и ведущих научных школ на выполнение научных исследований, № МК-2503 2003 08

*Сталь Методы определения глубины обезуглероженного слоя

в котором T – температура, К, k_0 и B – константы, определяемые эмпирическим путем, г^2/(см^4·мин) и К соответственно

Полученные на основе экспериментальных данных зависимости угара $У$ сталей М54 и М76 от температуры и времени τ выдержки представлены на рис. 1 В результате статистической обработки экспериментальных данных с

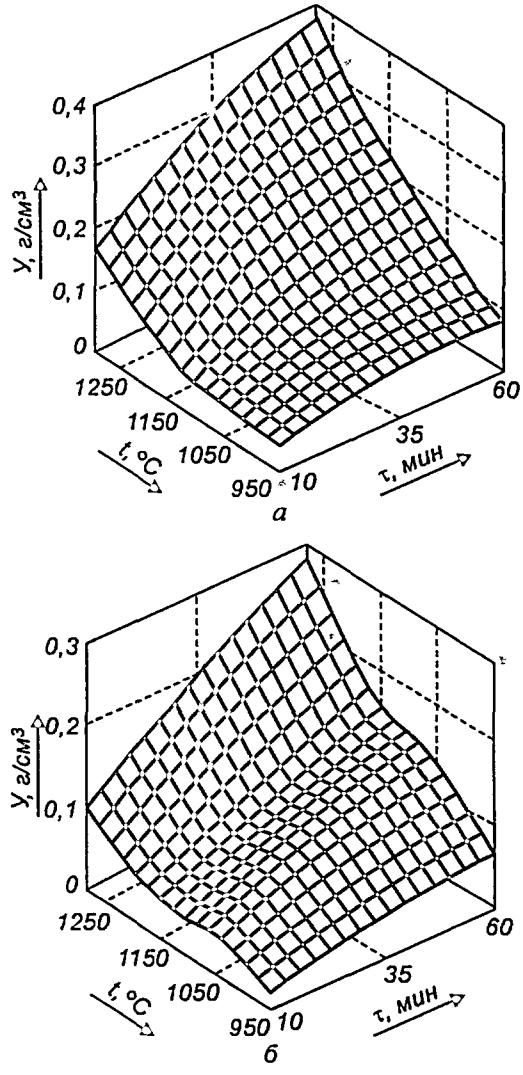


Рис 1 Зависимость угара от температуры и времени выдержки для сталей М54 (*а*) и М76 (*б*)

применением пакета программ STATISTICA 6 0 определены эмпирические константы уравнения Аррениуса, которые для стали М76 составили k_0 = 8,8 г^2/(см^4·мин) и B = = 14060 К; для стали М54 эти константы принимали значения k_0 = 16,5 г^2/(см^4·мин), B = 14085 К.

Сталь М54 характеризуется более интенсивным окислением в атмосфере воздуха, чем сталь М76, что связано с различием их химического состава. В частности, в стали М76 содержится больше углерода и марганца По данным работы [4] содержание углерода в стали выше 0,5 % способствует снижению интенсивности ее окисления Количество марганца не сказывается существенно на скорости окисления [5, 6], однако при разном содержании марганца несколько изменяются свойства окалины, при увеличении ее количества в стали уменьшается адгезия окалины к нагреваемому металлу [7].

Зависимость общего видимого обезуглероживания δ стали М76 от температуры и времени выдержки представлена на рис 2 В образцах, нагретых до 940–950 °С и выдержанных в течение 25–30 мин, видимое обезуглероживание отсутствует, увеличение времени выдержки до 35–40 мин приводит к возникновению обезуглероженных локальных участков в виде ферритной сетки по границам зерен перлита, а при дальнейшей выдержке до 60–65 мин формируется частично обезуглероженный слой толщиной до 0,10–0,15 мм. Образование поверхностного слоя стали с полным обезуглероживанием зафиксировано при температуре нагрева выше 1050–1060 °С и выдержке в течение 30–35 мин и более. На рис. 3 представлена микроструктура обезуглероженного слоя рельсовой стали М76, подвергнутой различной тепловой обработке Структура основного металла – перлит разной степени дисперсности При температурах выдержки более 1140–1160 °С наблюдали образование за полностью обезуглероженным (ферритным) слоем слоя с видманштеттовой структурой Образование видманштеттова феррита характерно для доэвтектоидных сталей с содержанием углерода до 0,4 % после ускоренного охлаждения от температур аустенитизации выше 1100–1150 °С [8, 9].

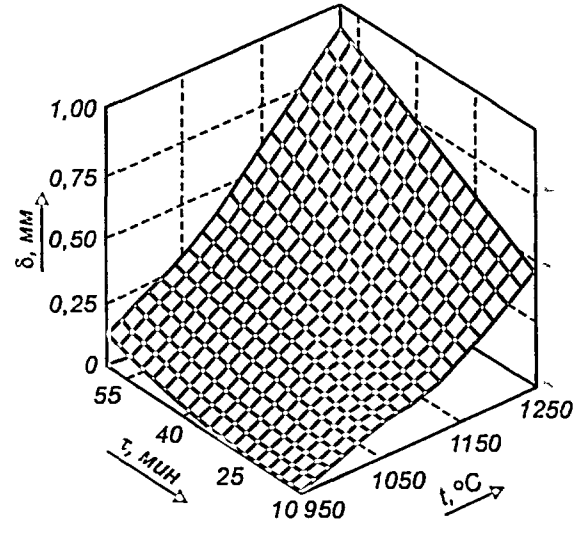


Рис 2 Зависимость общего видимого обезуглероживания стали М76 от температуры и времени выдержки

Выводы. Экспериментально исследованы процессы окисления и обезуглероживания сталей марок М54 и М76 Для осуществления прогнозных расчетов получены константы окалинообразования, определены температурно-

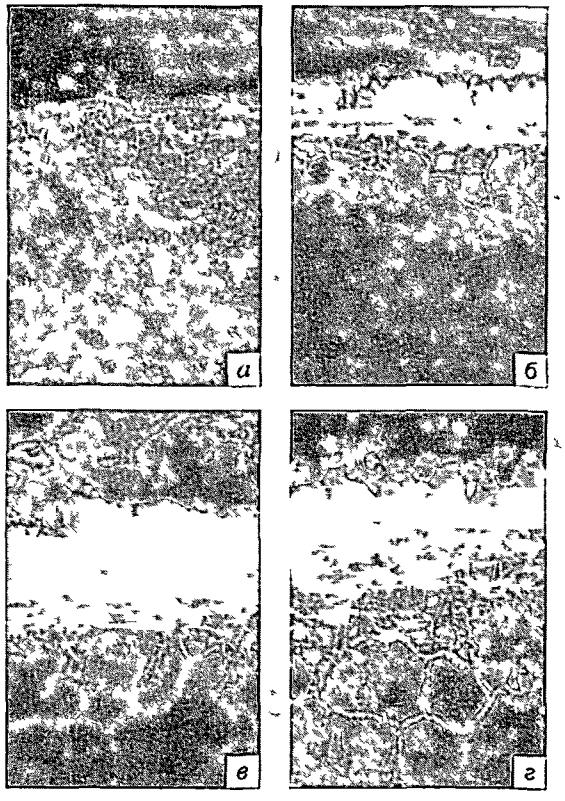


Рис 3 Микроструктура обезуглероженного слоя рельсовой стали М76, ×150, фотомасштаб 1 3
а – *t* = 952 °С, τ = 61 мин, *б* – *t* = 1059 °С, τ = 57 мин, *в* – *t* = 1164 °С, τ = 62 мин, *г* – *t* = 1275 °С, τ = 54 мин

временные интервалы начала обезуглероживания Проведено металлографическое исследование структуры обезуглероженного слоя рельсовой стали М76.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кудрин НА., Лукьянов ЛА, Соколов АК Установки пламенно-индукционного нагрева – М Металлургия, 1971 – 152 с
2. Лебедев А.Н, Казанцев ЕИ, Гинкул СИ // Изв вуз Черная металлургия 1985 № 10 С 155
3. Окисление металлов Т 1 / Под ред Ж Бенара, Пер с франц. – М Металлургия, 1968 – 498 с
4. Северденко ВП, Макушок ЕМ, Раввин АН *Окалина при горячей обработке металлов давлением* – М Металлургия, 1977 – 208 с
5. Окисление металлов Т 2 / Под ред Ж Бенара, Пер с франц – М Металлургия, 1969 – 444 с
6. Окисление и обезуглероживание стали / А И Ващенко, А Г Зеньковский, А Е Лифшиц и др – М Металлургия, 1972 – 336 с
7. Тайц НЮ, Розенгарт Ю И Методические нагревательные печи – М Металлургиздат, 1964 – 408 с
8. Металловедение и термическая обработка стали Т II Основы термической обработки / Под ред. М Л Бернштейна, А.Г Рахштадта. – М Металлургия, 1983 – 368 с
9. Практическая металлография / Р И Малинина, Е С Малютина, В Ю Новиков и др – М Интермет Инжиниринг, 2002 – 240 с

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 17 октября 2003 г

АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ СИСТЕМЫ. ИНФОРМАТИКА

УДК 669 02 001 57

© 2004 г. В.И. Веревкин, А.Н. Ростовцев, А.Ф. Сакун

ВОЗДЕЙСТВИЕ РЕЖИМА ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ НА КИНЕТИКУ НАГРЕВА ТВЕРДЫХ ЧАСТИЦ

Электрошлаковая наплавка (ЭШН) композиционных сплавов является одним из наиболее технологичных способов армирования твердыми сплавами рабочих поверхностей деталей Ранее приведенные [1] модельные описания движения расплава шлака под действием конвективных тепловых электромагнитных сил дают возможность анализа и последующего управления поведением в шлаковой ванне твердых частиц композиционных сплавов, вводимых через шлак

Основным способом ввода твердых частиц через шлак является их дозированная подача на свободную поверхность шлаковой ванны [2]. Условия кристаллизации композиционных сплавов при ЭШН с дозированной подачей твердых частиц в шлаковую ванну резко отличаются от условий кристаллизации некомпозитных наплавочных материалов Особенностью наплавки композиционных сплавов является требование предотвращения расплавления твердых частиц в матрице композиционного материала, что резко снижает физико-механические свойства наплавленного слоя [3]

При подаче в шлаковую ванну твердых частиц последние под действием конвективного потока и электромагнитных сил некоторое время находятся во взвешенном состоянии и интенсивно нагреваются, прежде чем погрузиться в матричную сплав-связку композиционных материалов Уравнение движения сферических твердых частиц с переменной массой в жидком шлаке имеет вид [4]

$$\frac{\partial(m_ч \vec{v}_ч)}{\partial \tau} = \vec{F} + \vec{v}_{шл} \frac{\partial m_ч}{\partial \tau}, \qquad (1)$$

где $m_ч$ и $\vec{v}_ч$ – масса и скорость движения частицы, $\vec{v}_{шл}$ – скорость движения присоединенной массы шлака; $\vec{F}$ – главный вектор сил, действующих на частицу (архимедова сила, сила тяжести, сила гидродинамического сопротивления, электромагнитные силы), τ – время

В развернутом виде уравнение (1) принимает вид

$$\frac{\partial(m_ч \vec{v}_ч)}{\partial \tau} = \rho_{шл} \vec{v}_ч g + \rho_ч \vec{v}_ч g - C_т \frac{1}{2} \rho_{шл} \vec{v}_ч^2 S_ч + \vec{v}_{шл} \frac{\partial m_ч}{\partial \tau}, \qquad (2)$$

где $\rho_{шл}$ и $\rho_ч$ – плотности шлака и твердой частицы, g – ускорение свободного падения, C_x – коэффициент гидродинамического сопротивления, $S_ч$ – площадь поперечного сечения частицы

Исследование движения частиц разного диаметра показало, что условия их "зависания" зависят от температуры шлакового расплава, напряженности магнитного поля и электромагнитных сил, а следовательно, от скорости перемещения шлакового расплава Кинетика нагрева твердых частиц до температуры смачивания сплавом-связкой характеризуется количеством тепла Q, которое необходимо сообщить твердой частице радиусом $R_ч$ для нагрева ее от комнатной температуры $t_к$ до температуры плавления сплава-связки $t_м$

$$Q = 4\pi C_м \gamma_м \int_0^{R_ч} (t_м(r,\tau) - t_к) r^2 \partial r, \qquad (3)$$

здесь $C_м$ и $\gamma_м$ – коэффициент удельной теплоемкости и плотность твердой частицы с намороженным на нее тонким слоем шлака; r – текущий радиус

Корочка шлака намораживается на твердую частицу, поскольку последняя выполняет роль своеобразного макрохолодильника [5]

Анализ кинетики нагрева твердых частиц в шлаковой ванне и матричном сплаве-связке композиционного материала, вызванного конвективными потоками и электромагнитными силами, показал, что чрезмерный нагрев приводит к частичному растворению твердых частиц в матрице композиционного материала, вызывая снижение пластичности и охрупчивание наплавленного слоя

Плотность расплава шлака лежит в пределах 2,7–2,9 г/см^3, плотность твердых частиц композиционных материалов на основе карбидов титана составляет 5,4–5,6 г/см^3 Несколько больше (6,9–7 г/см^3) плотность твердых сплавов на основе карбидов хрома Насыпная плотность релита составляет 9–9,2 г/см^3. Плотность металла-связки колеблется от 7,4 до 8,7 г/см^3 Из соотношений плотностей металлошихты шлака следует, что равнодействующая сил Архимеда и тяжести твердой частицы в расплаве шлака будет направлена вниз и для частиц на основе карбидов титана, хрома и вольфрама эта равнодействующая растет. Динамическая вязкость распространенного плавленого флюса АН-8 в диапазоне температур 1200 °С и выше не превышает 0,4 Па с, при 1100 °С она

уже составляет 1,0 Па с, а при 1020 °С стремится к бесконечности С учетом относительно небольших сил, действующих в расплаве в рабочем диапазоне режимов, и малых размеров шлаковой ванны влияние данных параметров на траекторию опускания твердых частиц тем сильнее, чем ниже их масса Шихта, подаваемая в шлаковую ванну, имеет фракцию 1,2–6 мм Масса частиц составляет 0,0009–1,5 г в зависимости от фракции и материала

В результате математического моделирования установлено, что за одну секунду расплав совершает 1–2 оборота в своем торообразном движении относительно оси симметрии ванны. Время опускания частицы шихты от свободной поверхности до детали обычно не превышает 1 с При этом 85–90 % шихты опускается на дно ванны высотой 50 мм в пределах 0,3 с.

В условиях известных действующих усилий, скоростей, температур и вязкостей объемов расплава шлака были промоделированы траектории движения частиц шихты в шлаке от свободной поверхности до детали для различных мест подачи шихты (мест расположения дозатора) Дифференциальное уравнение опускания твердой частицы в виде шара в вязкой жидкости имеет вид [5]

$$\frac{d\bar{v}_ч}{d\tau} = g\frac{\rho_ч - \rho_{шл}}{\rho_ч} - C_x\frac{1}{2}\frac{3\bar{v}_ч^2}{4R_ч}, \qquad (4)$$

где $\bar{v}_ч$ – скорость опускания твердой частицы, м/с

В формуле (4) учтены силы тяжести и силы Архимеда, действующие на твердую частицу при ее опускании со свободной поверхности шлака на дно ванны

Расчеты по уравнению (2) показывают, что за 0,2–0,8 с на твердой частице намораживается корочка шлака толщиной 0,2–0,4 мм В формуле (4) это учтено за счет коррекции параметров $\rho_ч$ и $R_ч$ по сравнению с их исходными значениями.

Решение уравнения (4) выполняли численным способом, для чего дифференциальное уравнение заменялось разностным аналогом Расчеты проводили в широком диапазоне изменения параметров $\rho_ч$ и $R_ч$ Безразмерный коэффициент C_x для чисел Рейнольдса Re < 10^5 практически зависит только от этих чисел, т. е $C_x = f(\mathrm{Re})$ Для принятых режимов наплавки и скорости 0,124 м/с [1] получаем

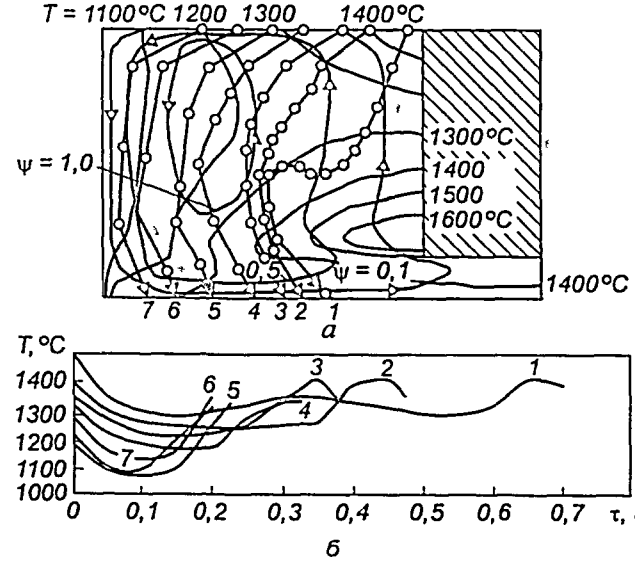
$$\mathrm{Re} = \frac{Vd}{\nu} \approx \frac{0{,}124\ \ 0{,}05}{3{,}44\ \ 10^{-6}} \approx 1{,}8\cdot 10^3,$$

где V – максимальная скорость опускания твердой частицы, м/с, d – характерный размер шлаковой ванны – среднее по опытам расстояние между стенками кристаллизатора и электродом; м, ν – коэффициент кинематической вязкости расплава шлака, $м^2/с$, в этих условиях $C_x \approx 1$ [6]

Рассмотрим процесс опускания твердых частиц на рабочих режимах наплавки [1] Имеется расплав шлака АН-8 высотой 50 мм Частицы твердого сплава марки ТН 20 фракции 2,4 мм дозируются непосредственно на свободную поверхность ванны В начале пути частица разгоняется Переходный процесс длится недолго – примерно 0,15 с Затем скорость стабилизируется Ускорение частицы в расплаве меняется от максимального 4,816 $м/с^2$ до нуля за 0,15 с Общее время прохождения слоя шлака твердой частицей составляет 0,28 с В целом время свободного опускания частиц в зависимости от их материала и радиуса колеблется от 0,12 до 0,35 с

При дополнительном действии на расплав шлака тепловой конвекции и электромагнитных сил характер опускания твердых частиц существенно меняется Большое значение приобретает и место дозирования.

Каждая частица смещалась вдоль направления определенной эквитоковой линии со скоростями, соответствующими каждой данной точке, за интервал дискретизации времени Относительно нового промежуточного положения точки дополнительно производили вертикальное смещение ее вниз на данном интервале дискретизации времени в соответствии с решением уравнения (4) Пример расчета траектории движения твердой частицы материала марки ТН 20 диам 2,4 мм для различных положений мест дозирования приведен на позиции *а* рисунка, графики изменения во времени температуры объемов шлака, через которые проходит твердая частица, приведены на позиции *б* рисунка



Траектории движения твердой частицы через слой шлака (*а*) и изменение температуры по ходу движения частицы (*б*)
1–7 – номера траекторий движения твердой частицы, ψ – функция тока жидкости

Поскольку твердые сплавы на основе карбидов, карбонитридов, оксикарбонитридов титана, карбидов бора, релита относятся к парамагнетикам, то влияние магнитного поля на саму твердую частицу примерно соответствует влиянию магнитного поля на тот же объем жидкого шлака, поэтому дополнительно влияние магнитного поля на саму твердую частицу не учитывалось

Характер изменения температуры твердых частиц во времени в процессе их прохождения как шлаковой ванны, так и самого наплавленного слоя оказывает влияние на качество указанного слоя Для изучения этого влияния на установке ИМАШ-9-66 были воспроизведены представленные на позиции *б* рисунка температурные режимы, включающие последующую выдержку в течение 10 мин при температуре точки попадания твердой частицы в зону наплавки После этого определяли износостойкость сплава Ниже приведена относительная износостойкость $\xi_{отн}$ сформированного сплава ТН 20 + ПГ СР-3

Опыт	1	2	3	4	5	6	7
$r_д$, мм	20	25	30	35	40	45	50
$r_с$, мм	30	35	38	42	40	54	58
$\xi_{отн}$	2,18 (2,25)	2,20 (2,26)	2,22 (2,27)	2,25 (2,29)	2,28 (2,31)	2,31 (2,33)	2,41 (2,42)

Примечание $r_с$ – расстояние от оси симметрии шлаковой ванны до частицы $r_д$ – расстояние от точки дозирования до оси симметрии ванны

Из полученных результатов следует, что большое влияние на качество наплавленного слоя оказывает, главным образом, время пребывания твердых частиц при повышенной температуре Для сравнения на установке ИМАШ-9-66 проведено физическое моделирование температурных режимов наплавки той же композиции без предварительного прохождения твердых частиц через слой шлака Температурные режимы представляют собой быстрый нагрев и выдержку в течение 10 мин до температуры точки, отстоящей от оси симметрии ванны на величину $r_с$ (в соответствии с позицией *а* рисунка) Относительная износостойкость композиционного сплава для этих случаев в вышеприведенных данных указана в скобках

Наибольшее неблагоприятное влияние на свойства композиционных материалов оказывает подача крупки вблизи поверхности электрода При $r_д$ = 20 мм снижение относительной износостойкости превышает 3 % По мере удаления места дозирования от поверхности электрода степень этого влияния падает и у поверхности кристаллизатора практически отсутствует

Из анализа рассеивания частиц по поверхности детали вытекает необходимость постоянного перемещения дозатора одновременно с неплавящимся электродом Для случая вертикальной наплавки это достигается круговым движением дозатора в кристаллизаторе, при горизонтальной – поперечным возвратно-поступательным движением дозатора

При электрошлаковой наплавке плавящимся электродом движение ванны имеет обратное направление по сравнению с движением ванны с неплавящимся электродом по свободной поверхности ванны – к электроду, вдоль электрода – вниз, по детали – к кристаллизатору и вдоль него – вверх [7] Карбиды вольфрама, титана и хрома при рабочих режимах наплавки обладают парамагнитными свойствами В этих условиях твердые частицы двигаются вместе со шлаком Наблюдается неравномерность распределения шихты максимум у электрода и минимум у стенки кристаллизатора При использовании плавящегося электрода также требуется обеспечение движения дозатора вместе с ним (аналогично ЭШН неплавящимся электродом)

Выводы. Траектория движения твердой частицы композиционного сплава в жидком шлаке и металле в ходе дозирования оказывает существенное влияние на свойства наплавленного слоя Для обеспечения его высокой износостойкости рекомендуется постоянное перемещение при наплавке дозатора вместе с электродом (как плавящимся, так и неплавящимся) Радиус дозирования не должен быть ниже 20 мм

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Веревкин ВИ, Калашников СН, Быстров ВА, Белоусов ПГ // Изв вуз Черная металлургия 1992 №2 С 72–76, №4 С 60–62
2. Матвеев БР, Шварцер АЯ // Автоматическая сварка 1976 №2 С 57–59
3. Фрумин ЕИ, Пащенко МА Журба АП // Сварочное производство 1979 №8 С 11–13
4. Демченко ВФ, Цыкуленко АК // Автоматическая сварка 1984 №9 С 24–28
5. Медовар БИ, Самойлович ЮА, Еметьяненко ЮГ Кошман ВС – В кн Электрошлаковый переплав Вып 6 – Киев Наукова думка, 1983 С 151–156
6. Лойцянский ЛГ Механика жидкости и газа Учебник для вузов Изд 6-е перераб и доп – М Наука, 1987 – 840 с
7. Электрошлаковая сварка и наплавка / Под ред БЕ Патона – М Машиностроение, 1980 – 511 с

Кузнецкая государственная педагогическая академия Поступила 26 января 2004 г

УДК 669 046· 658 52 011 56

© *2004 г. В.И. Панферов*

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И НАСТРОЙКА СИСТЕМ АВТОМАТИЧЕСКОГО РЕГУЛИРОВАНИЯ

В теории автоматического управления для расчета параметров настройки регуляторов еще достаточно часто применяются широко известные графические или графоаналитические методы [1, 2], реализуемые в последнее время, как правило, в компьютерном варианте [3, 4] Как отмечалось в работах [5, 6], к настоящему времени точ-

ность настройки контуров регулирования такими способами уже нельзя признать удовлетворительной, кроме того, велика трудоемкость применяемых процедур Поэтому целесообразна разработка компьютерных алгоритмов параметрической настройки систем автоматического регулирования (САР), базирующихся на численных моделях САР и методах нелинейного программирования Вопросы достижения требуемой точности настройки и уменьшения объема необходимых графических построений и сопутствующих им "ручных" вычислений при этом автоматически снимаются

Расчет параметров настройки регулятора должен начинаться с определения динамических параметров объекта управления, поэтому в любом случае сначала рассматривается эта задача

Известно, что динамические свойства большого числа объектов управления могут быть описаны с помощью математических моделей, имеющих следующие структуры

$$a_1 dx(t)/dt + x(t) = kU(t-\tau), \qquad (1)$$

$$a_0 d^2 x(t)/dt^2 + a_1 dx(t)/dt + x(t) = kU(t-\tau), \qquad (2)$$

где a_0 и a_1 – коэффициенты дифференциальных уравнений, $x(t)$ – управляемая координата, U – управляющее воздействие, t – время, τ – время запаздывания, k – коэффициент передачи объекта

Вопрос о том, какому из этих уравнений следует отдать предпочтение для конкретного объекта, решается, как известно [7], на этапе структурного синтеза модели При этом необходимо иметь в виду, что хотя и уравнение (1) получается из (2) при $a_0 \to 0$, вместе с тем не следует считать задачу параметрической идентификации непосредственно модели (1) незначимой Как показал опыт, вопрос о малости коэффициента a_0 в конкретной ситуации и возможности упрощения модели (2) до вида (1) уже на этапе параметрической идентификации решается довольно непросто Разумнее всего или заранее решить, какая из структур (1) или (2) предпочтительнее для данного объекта, или же, одновременно решая задачу параметрической идентификации и для уравнения (1), и для (2), по результирующей невязке определить, какая из моделей лучше В этом случае понятно, что этапы структурной и параметрической идентификации совмещаются

При решении задачи параметрической идентификации также необходимо иметь в виду, что вопрос о нахождении численного значения коэффициента передачи объекта не является проблематичным, коэффициент передачи достаточно точно и просто определяется по экспериментальной кривой разгона, и здесь все проблемы связаны с задачей отыскания оптимальных значений параметров a_0, a_1 и τ

Решение задачи параметрической идентификации уравнения (2) по экспериментальной кривой разгона объекта управления приведено в работе [5], а по реакции работающей САР на ступенчатое воздействие по заданию или по нагрузке – в работе [6] В настоящем исследовании эта задача решена дополнительно и для уравнения (1), т е разработаны компьютерные алгоритмы поиска оптимальных значений параметров дифференциального уравнения (1) для указанных двух вариантов экспериментальной информации При этом во всех случаях для численного интегрирования уравнений (1) и (2) применяли метод Рунге-Кутта с погрешностью, пропорциональной пятой степени шага по времени, а задача параметрической идентификации формулировалась как задача оптимизации, в которой требуется найти такие значения коэффициентов этих моделей, при которых критерий идентификации

$$I = \sum_{i=1}^{n} [x^э(t_i) - x(t_i)]^2 \qquad (3)$$

принимает минимальное значение

В формуле (3) $x^э$ – экспериментальное значение выхода объекта, x – расчетное значение, определяемое по модели объекта или же по модели всей САР [6] для одинакового входного воздействия U, t_i – используемые при идентификации моменты времени, n – число экспериментальных точек

Следует заметить, что разработанный алгоритм достаточно просто модифицируется для случая, когда вместо критерия (3) требуется минимизировать сумму модулей разностей расчетных и экспериментальных значений координаты x, а также для случая минимаксной задачи это когда требуется минимизировать максимальное отклонение расчетных значений от экспериментальных данных Критерию (3) следует отдавать предпочтение в связи с тем, что оценки параметров, найденные посредством минимизации такого критерия, как известно, являются наиболее правдоподобными. Кроме того, использование интегральных критериев идентификации потребует незначительных изменений в программе

При моделировании считалось, что математическая модель ПИ-регулятора имеет вид

$$U(t) = k_p[\varepsilon(t) + 1/T_и \int_0^t \varepsilon(t)dt], \qquad (4)$$

где k_p и $T_и$ – соответственно коэффициент передачи и время интегрирования регулятора; $\varepsilon(t)$ – рассогласование

Здесь рассогласование вычисляется звеном сравнения системы стандартным образом, т е по формуле $\varepsilon(t) = x^{зд}(t) - x(t)$, где $x^{зд}(t)$ – заданное значение регулируемого технологического параметра

Для компьютерного использования уравнение (4) представляли в дискретной форме, при вычислении интеграла применяли метод трапеций С целью сокращения объема необходимых вычислений использовали рекуррентную форму дискретного представления уравнения (4), приведенную в работе [8]:

$$U(m) = U(m-1) + q_0\varepsilon(m) + q_1\varepsilon(m-1), \qquad (5)$$

где m – номер расчетного шага по времени; $q_0 = k_p[1 + h/(2T_и)]$; $q_1 = k_p[h/(2T_и) - 1]$, h – величина шага по времени

Разработанные компьютерные программы [5] решают задачу поиска оптимальных параметров настройки регулятора как для случая возмущения по заданию, так и для случая возмущения по нагрузке. Причем при разработке программ применяли следующие критерии качества настройки контуров·

$$I_1 = \int_0^T |\varepsilon| dt; \qquad (6)$$

$$I_2 = \int_0^T \varepsilon^2 dt; \qquad (7)$$

$$I_3 = c_1\sigma + c_2 t_p, \qquad (8)$$

где T – время оценки качества переходного процесса, σ – перерегулирование, t_p – время регулирования, определяемое в данном случае как минимальное время, по истечении которого отклонение регулируемой величины от задания не будет превышать 5 %; c_1 и c_2 – весовые коэффициенты

Заметим, что перерегулирование для случаев возмущения по заданию и возмущения по нагрузке определяется различным образом (см , например, работы [1, 2])

При этом как при решении задач параметрической идентификации, так и задач настройки регуляторов использовали программу, реализующую метод покоординатного спуска; получающиеся при этом задачи одномерной минимизации решали с помощью подпрограммы, использующей метод золотого сечения Причем последнее обстоятельство и предопределяет то, что область допустимых решений следует задавать в виде n-мерного параллелепипеда, центр которого в программе принимается за начальное приближение к точке оптимума Для выбора начального приближения можно использовать рекомендации работ [9, 10]

Условие окончания вычислительного процесса оценивает расстояние между точками (ответами, полученными на итерациях), разделенными циклом вычислений по всем искомым параметрам. Как только эта величина не будет превышать достаточно малого положительного числа, поиск прекращается При решении задач установлено, что критерий (7) вблизи оптимума является заметно "размытым", а критерий (6) имеет более "острые" сечения, в этом, как нетрудно видеть, проявляется известное свойство степенных функций Поэтому при необходимости решения задачи с высокой точностью при указанном условии окончания вычислительного процесса рекомендуется использовать подход работы [11], заключающийся в том, что на конечных этапах производится переключение на работу с критерием с достаточно сильно выраженным экстремумом $I_4 = \int_0^T |\varepsilon|^\gamma dt$, где $0 < \gamma < 1$.

Результаты параметрической идентификации моделей объектов управления и настройки САР с ПИ-регуляторами приведены в работах [5, 6].

Следует также иметь в виду, что в промышленности имеется довольно значительное количество объектов регулирования, оснащенных позиционными исполнительными устройствами, замена которых часто не выгодна по тем или иным соображениям. В такой ситуации даже при наличии современных микропроцессорных контроллеров с большим набором алгоритмов регулирования в их библиотеке, как правило, нет другого решения задачи автоматизации, как только применять позиционные Рп-регуляторы [12]. Поэтому актуальной является задача разработки компьютерных методов модельной настройки релейных САР, являющихся более предпочтительными, чем способы, например, работы [13].

При моделировании релейных САР считали, что двухпозиционный Рп-регулятор формирует управляющее воздействие в соответствии с уравнением, использованным при реализации алгоритма "пороговый элемент" (ПОР) в библиотеке микропроцессорного контроллера Ремиконт Р-130 (РК-131) [14]:

$$U_t = \begin{cases} U_{min}, \text{ если } \varepsilon \leqslant \varepsilon_{cp} - \Delta; \\ U_{max}, \text{ если } \varepsilon \geqslant \varepsilon_{cp}; \\ U_{t-1}, \text{ если } \varepsilon_{cp} - \Delta < \varepsilon < \varepsilon_{cp}, \end{cases} \qquad (9)$$

здесь ε_{cp} – порог срабатывания Рп-регулятора; Δ – ширина гистерезисной петли, U_{min} и U_{max} – соответственно минимальное и максимальное значения управляющего воздействия, t – номер расчетного шага по времени.

Порог срабатывания ε_{cp} и ширина гистерезисной петли Δ рассматриваются как параметры настройки двухпозиционного Рп-регулятора

Алгоритм работы трехпозиционного регулятора таков·

$$U_t = \begin{cases} U_{min}, \text{ если } \varepsilon \leqslant \varepsilon_0, \\ U_{t-1}, \text{ если } \varepsilon_0 < \varepsilon < (\varepsilon_0 + \Delta_0), \\ U_{cp}, \text{ если } (\varepsilon_0 + \Delta_0) \leqslant \varepsilon \leqslant (\varepsilon_1 - \Delta_1), \\ U_{t-1}, \text{ если } (\varepsilon_1 - \Delta_1) < \varepsilon < \varepsilon_1; \\ U_{max}, \text{ если } \varepsilon \geqslant \varepsilon_1. \end{cases} \qquad (10)$$

Статическая характеристика трехпозиционного регулятора с расшифровкой дополнительно введенных обозначений приведена на рис. 1

Результаты модельной настройки двухпозиционной САР для объекта с динамическими свойствами $a_0 = 999$ с^2, $a_1 = 256$ с, $\tau = 62$ с; $k = 43{,}85$ °С/(кг/с) представлены на

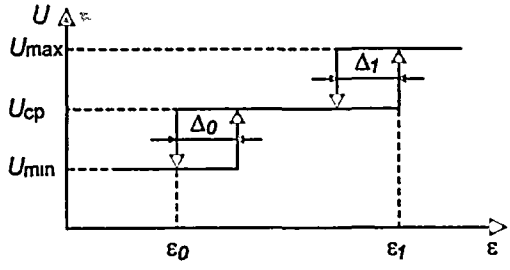


Рис 1 Статическая характеристика трехпозиционного регулятора

рис. 2 (сплошная кривая), при этом $x^{зд}(t) = 60$ °С, $U_{min} = 1$ кг/с, $U_{max} = 2$ кг/с, $\varepsilon_{ср} = 1$ °С, $\Delta = 2$ °С.

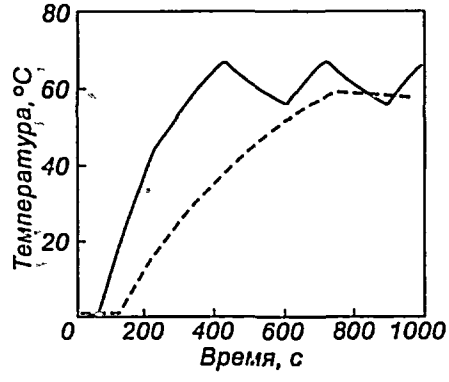


Рис 2 Переходный процесс двухпозиционной (——) и трехпозиционной (– – –) САР

Достоинства трехпозиционного регулирования общеизвестны. во-первых, это возможность получения неколебательного переходного процесса, а во-вторых, при прочих равных условиях это меньшие значения амплитуды и частоты автоколебаний. На рис. 2 в виде штриховой кривой представлен неколебательный переходный процесс, полученный в настроенной трехпозиционной САР того же самого объекта с вышеописанными динамическими свойствами Этот переходный процесс был получен при следующих настройках регулятора: $x^{зд}(t) = 60$ °С, $U_{min} = 0$, $U_{ср} = 1{,}36$ кг/с, $U_{max} = 2$ кг/с, $\varepsilon_1 = 5$ °С, $\Delta_1 = 0{,}5$ °С, $\varepsilon_0 = -5$ °С, $\Delta_0 = 0{,}5$ °С Как видно из рис 2, применение трехпозиционных регуляторов является более предпочтительным.

Выводы. Разработан комплекс программ для численного моделирования и настройки систем автоматического регулирования. Комплекс включает следующие программы:

1 – для определения оптимальных значений параметров модели объекта управления по экспериментальной кривой разгона;

2 – для определения оптимальных значений параметров модели объекта управления по реакции работающей САР;

3 – для моделирования динамики объекта управления;

4 – для расчета оптимальных параметров настройки ПИ-регулятора при возмущении по заданию;

5 – для расчета оптимальных параметров настройки ПИ-регулятора при возмущении по нагрузке;

6 – для расчета переходного процесса и показателей его качества в САР при возмущении по заданию;

7 – для расчета переходного процесса и показателей его качества в САР при возмущении по нагрузке;

8 – для расчета переходного процесса и модельной настройки двухпозиционной САР;

9 – для расчета переходного процесса и модельной настройки трехпозиционной САР.

Данный комплекс программ значительно облегчает процедуру и повышает точность расчета и может быть использован при выполнении курсовых и дипломных проектов, а также для настроек промышленных систем автоматического регулирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теория автоматического управления Учебник для вузов / Под ред А В Нетушила – М Высшая школа, 1976 – 400 с
2. Ротач В Я Теория автоматического управления теплоэнергетическими процессами Учебник для вузов – М Энергоатомиздат, 1985 – 296 с
3. Ротач В Я // Теплоэнергетика. 1994 № 10 С 7–12
4. Александрова Н Д, Давыдов Н И // Теплоэнергетика. 2002 № 5 С 54–57
5. Панферов В И // Изв вуз Черная металлургия 1997 № 4 С 66–68
6. Панферов В И // Изв вуз Черная металлургия 1999 № 10 С 54–56
7. Растригин Л А. Современные принципы управления сложными объектами – М Советское радио, 1980 – 232 с
8. Плютто В П, Путинцев В А, Глумов В М Практикум по теории автоматического управления химико-технологическими процессами Цифровые системы – М Химия, 1989 – 279 с
9. Проектирование систем контроля и автоматического регулирования металлургических процессов / Под ред Г М Глинкова – М Металлургия, 1986 – 352 с
10. Панферов В И – В кн Строительство и образование Сб науч тр – Екатеринбург изд. УГТУ-УПИ, 2002 С 303–306
11. Алифанов О М, Артюхин Е А., Румянцев С В Экстремальные методы решения некорректных задач – М Наука, 1988 – 288 с
12. Основы теории и элементы систем автоматического регулирования / В Ю Каганов, Г М Глинков, М Д Климовицкий, А К Климушкин, Под ред Г М Глинкова. – М Металлургия, 1987 – 270 с
13. Наладка автоматических систем и устройств управления технологическими процессами (справочное пособие) / А.С Клюев, А.Т Лебедев, Н П Семенов, Н Г Товарнов, Под ред. А.С Клюева. – М Энергия, 1977 – 400 с
14. Контроллеры малоканальные многофункциональные регулирующие микропроцессорные Ремиконты Р-130 Техническое описание 2Яа. 399 550 ТО1 – М Теплоприбор, 1994 – 325 с

Южно-Уральский государственный университет (г Челябинск)
Поступила 20 марта 2003 г

УДК 621 771 658 53

© 2004 г. С.М. Кулаков, В.Н. Кадыков, А.И. Мусатова

СИТУАЦИОННО-ТАКТОВАЯ МОДЕЛЬ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ РЕЛЬСОБАЛОЧНОГО ЦЕХА[1]

Производительность рельсобалочного цеха (РБЦ), соответствующая различным производственным ситуациям, рассчитывается известным способом при наличии тактовой модели функционирования, включающей граф производственной структуры цеха, технологические маршруты, паспортные характеристики оборудования, многовариантные (по входам, преобразованиям и выходам) оценки технически возможных и нормативных временных характеристик – тактов, длительностей операций и их элементов, а также простоев [1, 2]

Далее рассматривается задача построения указанной модели Предварительно РБЦ структурируется как сложная производственная система (ПС-1), состоящая из четырех взаимосвязанных подсистем $ППС_{1\,1}$–$ППС_{1\,4}$ (рис 1), выделенных с учетом следующих определяющих факторов

- наличие горячего потока металла между агрегатами и участками подсистемы, который жестко связывает их работу,
- наличие промежуточных (буферных) емкостей или складов между подсистемами, которые обеспечивают относительную их автономность;
- обособленность технологии и технологическая завершенность этапа производственного процесса в подсистеме,
- специализация подсистем по сортаменту выпускаемой продукции

Тактовая модель позволяет оценить технически возможные и нормативные производительности РБЦ по сортаменту (с учетом маркопрофилеразмеров) и по ситуациям (с учетом технологических маршрутов, количества работающих единиц оборудования и изменений их режимов) на основе соответствующих оценок такта работы ПС-1 из следующего соотношения:

$$T_{ПС\text{-}1} = \max\{T_{ППС_{1\,1}}, T_{ППС_{1\,2}}, T_{ППС_{1\,3}}, T_{ППС_{1\,4}}\},$$

где $T_{ППС_{1\,1}}$, , $T_{ППС_{1\,4}}$ – оценки тактов работы подсистем (отделений) РБЦ, соответствующие рис. 1.

Ведущей подсистемой в РБЦ является $ППС_{1\,1}$ – рельсобалочный стан (РБС), так как в ней осуществляется основной технологический процесс – формирование профилей проката Поэтому далее рассмотрим задачу построения тактовой модели работы подсистемы $ППС_{1\,1}$ "нагревательные печи – правильные машины".

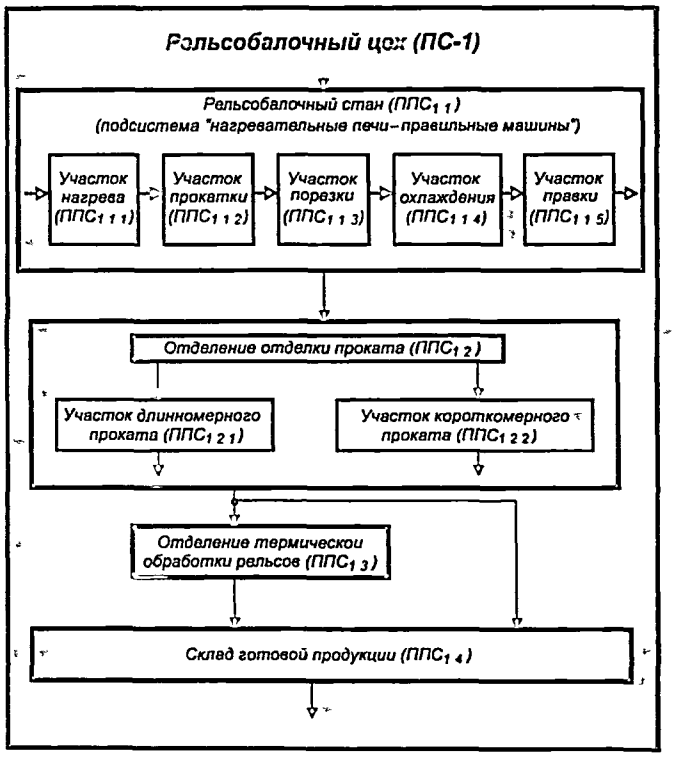


Рис 1 Схема структуризации рельсобалочного цеха

Тактовая модель работы подсистемы $ППС_{1.1}$

Подсистема $ППС_{1\,1}$ условно разделена на технологические участки, связанные между собой единым потоком металла На каждом участке литая заготовка или блюм последовательно подвергаются определенным (заданным) формоизменениям: заготовка (блюм) → горячий профильный раскат → мерная профильная полоса → охлажденная мерная полоса → готовый прокат.

Такт работы $ППС_{1\,1}$ определяется исходя из предварительно оцененных тактов работы пяти последовательно связанных производственных участков, т е

$$T_{ППС_{1\,1}} = T_{РБС} = \max\{T_{ППС_{1\,1\,\rho}}, \rho = \overline{1,5}\}.$$

[1]Работа выполнена при поддержке научно-технической программы Министерства образования РФ (Грант № Т02-05 9-2690) по теме "Метод ситуационного моделирования в задачах организации металлургического производства"

Ниже приведена таблица к определению такта работы подсистемы РБС

Такты работы участков					Такт работы подсистемы РБС
нагрева	прокатки	порезки	охлаждения	правки	
$T_1^{тв}$	$T_2^{тв}$	$T_3^{тв}$	$T_4^{тв}$	$T_5^{тв}$	$T_{РБС}^{тв}$
$T_1^{н}$	$T_2^{н}$	$T_3^{н}$	$T_4^{н}$	$T_5^{н}$	$T_{РБС}^{н}$

Нормативный коэффициент использования оборудования

$K_{и1}^{н}$	$K_{и2}^{н}$	$K_{и3}^{н}$	$K_{и4}^{н}$	$K_{и5}^{н}$	$K_{и\,РБС}^{н}$

Примечание Индексами "тв" и "н" обозначены технически возможные и нормативные такты

Модель такта работы участка нагрева. Функционирование $ППС_{1\,1}$ предполагает использование трех камерных печей, каждая из которых имеет четыре посадочных окна, что соответствует четырем раздельным нагревательным секциям. Загрузка и выдача блюмов (заготовок) осуществляется через посадочные окна с помощью шаржирного крана Заготовки могут загружаться в печь двумя способами с подводящего рольганга подаются на трансферкар (рольганг-тележку), который транспортирует их до печи, откуда каждая заготовка захватывается шаржирным краном и задается в одно из четырех окон печи, с подводящего рольганга заготовка захватывается шаржирным краном, который доставляет ее к печи и задает в окно Нагретые блюмы (заготовки) могут выдаваться краном на трансферкар, а затем на рольганг или краном на рольганг

Такт работы участка нагрева (T_1) зависит от количества работающих печей ($Z_п$), от конструкции печи, ее теплового режима, марки нагреваемого металла, температуры загружаемого металла, а также от организации и управления процессом нагрева

$$T_1 = T_п / Z_п, \quad T_п = T_{ок} / Z_{ок}; \quad T_{ок} = t_з + (t_н / E_{ок}) + t_в,$$

здесь $T_п$ и $T_{ок}$ – такты работы одной нагревательной печи и одного окна (секции) печи, $Z_{ок}$ – количество работающих секций печи; $t_н$ – технологическое (регламентированное) время нагрева блюма (заготовки) в секции печи, $t_з$ и $t_в$ – время загрузки и выдачи заготовки шаржирным краном; $E_{ок}$ – количество одновременно нагреваемых заготовок в секции печи

Время загрузки ($t_з$) блюмов (заготовок) и выдачи ($t_в$) заготовки шаржирным краном можно представить в виде

$$t_з = \begin{cases} \tau_{зх} + t_{п\,п} + t_{тр_1} + t_{пш} + \tau_{у\,б} + \tau_{ос} + t_{х\,к} \\ \text{без трансферкара;} \\ \tau_{тс} + t_{тр_2} + \tau_{зх} + t_{п\,п} + t_{тр_1} + t_{пш} + \tau_{у\,б} + \tau_{ос} + t_{х\,к} \\ \text{с трансферкаром;} \end{cases}$$

$$t_в = \begin{cases} \tau_{зх} + t_{п\,п} + 2t_{пш} + t_{тр_1} + \tau_{у\,б} + \tau_{ос} \\ \text{без трансферкара,} \\ \tau_{зх} + t_{п\,п} + 2t_{пш} + \tau_{у\,б} + t_{тр_2} + \tau_{тс} \\ \text{с трансферкаром,} \end{cases}$$

где $\tau_{зх}$ и $t_{п\,п}$ – продолжительности захвата блюма клещами шаржирного крана и подъема его на высоту перемещения, $t_{тр_1}$ и $t_{тр_2}$ – время транспортировки блюма от рольганга до окна загрузки соответственно краном и трансферкаром; $t_{пш}$ и $\tau_{у\,б}$ – время подачи и укладки блюма на подину секции печи; $\tau_{ос}$ – время освобождения клещей крана от блюма, $t_{х\,к}$ – время обратного хода стрелы крана из окна печи, $\tau_{тс}$ – время передачи блюма с рольганга на трансферкар (или наоборот)

Модель такта работы участка прокатки. Участок $ППС_{1\,1\,2}$ состоит из четырех клетей, расположенных в три технологические линии (рис 2) *1* – черновая двухвалковая реверсивная клеть 900, *2* – промежуточные трехвалковые клети 800-I и 800-II, *3* – чистовая двухвалковая клеть 850

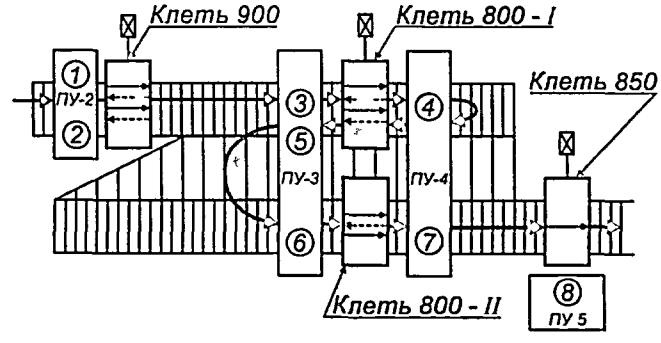


Рис 2 Схема расположения клетей на участке прокатки
1–8 – места операторов, ПУ – пост управления

Такт работы участка прокатки (T_2) определяется на основе декомпозиции производственных операций (рис 3) из следующего соотношения

$$T_2 = \max\{T_{900}, T_{800\text{-I}}, T_{800\text{-II}}, T_{850}\},$$

где T_{900}, $T_{800\text{-I}}$, $T_{800\text{-II}}$, T_{850} – такты работы соответствующих прокатных клетей

Модель такта работы черновой клети 900. Клеть 900 является основной на участке прокатки. Прокатка заготовок в ней осуществляется за 5–7 пропусков в зависимости от профиля, такт ее работы состоит из следующих элементов

$$T_{900} = \tau_0 + \sum_{i=1}^{n} t_м(i) + \sum_{i=1}^{n-1} t_х(i),$$

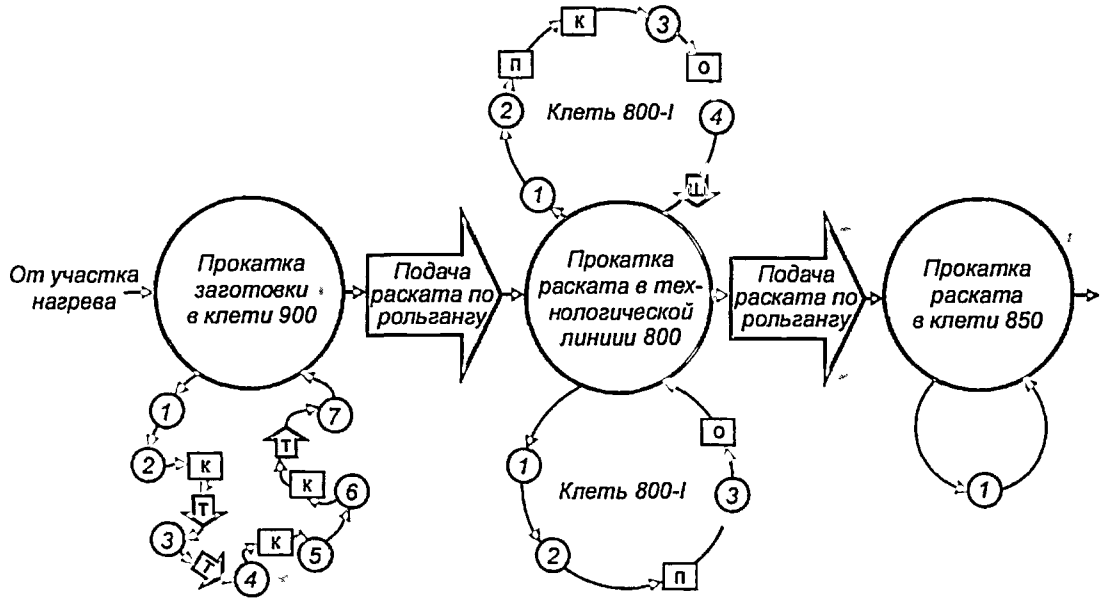


Рис 3 Декомпозиционная схема производственных операций на участке ППС$_{1\,2}$ Расшифровка символов 1 – 7 – номера пропусков, "т" и ш – транспортировка раската рольгангом и шлеппером к" – кантовка, "п и о" – подъем и опускание подъемно-качающегося стола

где τ_0 – начальная пауза, с, $t_м$ – машинное время прокатки, с, $t_х$ – время пауз между пропусками, с; i – номер пропуска, n – количество пропусков

Машинное время прокатки в i-м пропуске определяется по формулам [3]

$$t_м = t_{м_1} + t_{м_2} + t_{м_3},$$

$$t_м = \frac{\omega_2 - \omega_1}{a} + \frac{\omega_2 - \omega_3}{b} + \frac{L_p - (L_1 - L_3)}{v_п},$$

$$L_{1(3)} = v_{1(3)} t_{м_1}(t_{м_3}),\ v_{1(3)} = \pi D(\omega_2 + \omega_{1(3)})/120,$$

где $t_{м_1}$, $t_{м_2}$ и $t_{м_3}$ – машинное время соответственно при разгоне, при постоянной скорости и при замедлении двигателя, с, ω_1, ω_2 и ω_3 – скорость вращения двигателя в момент захвата металла, в период постоянной скорости и в момент выхода металла из валков, об/мин, a и b – среднее ускорение двигателя в период разгона и замедления, об/(мин с), L_p – полная длина раската, м; L_1 и L_3 – соответственно части длины раската, прокатанные за один пропуск при разгоне и замедлении валков, м, $v_п = \pi D\omega_2/60$ – скорость прокатки при установившемся процессе, м/с; D – диаметр бочки валков, м, $v_{1(3)}$ – скорость прокатки при разгоне (замедлении), м/с

Длительность начальной паузы зависит от времени подъема верхнего валка (τ_{01}), времени перемещения линеек манипулятора в исходное положение и времени кантовки перед прокаткой (τ_{02}), времени, необходимого для изменения числа оборотов валков (τ_{03}) Поскольку указанные элементы операции реализуются параллельно, начальная пауза определяется наиболее длительным из них

Длительность пауз между пропусками определяется из условия $t_х = \max\{t_{х_1}, t_{х_2}, t_{х_3}\}$, где $t_{х_1}$ – время работы нажимного устройства, с, $t_{х_2}$ и $t_{х_3}$ – время реверсирования раската и рабочих валков, с

Параметры $t_{х_1}$, $t_{х_2}$ и $t_{х_3}$ определяются соотношениями

$$t_{х_1} = \Delta h_n / v_{в\,в},\ t_{х_2} = t_{х_{2\,1}} + t_{х_{2\,2}} + t_{х_{2\,3}},\ t_{х_3} = \omega_1/a + \omega_3/b,$$

здесь $t_{х_{2\,1}} = v_{вб}/(gf)$, $t_{х_{2\,2}} = S_{о\,к}/v_{мп}$, $t_{х_{2\,3}} = v_{вб}^2/(2gfv_р)$, Δh_n – абсолютное обжатие в n-м пропуске, мм, $v_{в\,в}$ – скорость перемещения верхнего валка, мм/с; $t_{х_{2\,1}}$ – время выброса раската из валков – от момента выброса до момента остановки на рольганге, с, $t_{х_{2\,2}}$ – время перемещения раската манипуляторными линейками вдоль валка от калибра к калибру, с, $t_{х_{2\,3}}$ – время перемещения раската до момента его захвата валками, с, $v_{вб}$ – скорость выброса раската из клети, м/с, g – ускорение свободного падения, м/с^2, f – коэффициент трения между металлом и роликами рольганга, $S_{о\,к}$ – расстояние между осями калибров, мм, $v_{мп}$ – скорость перемещения линеек манипулятора, мм/с, $v_р$ – скорость рольганга, м/с

Модель такта работы технологической линии 2, процесс прокатки в которой осуществляется последовательно в клети 800-I за 2–5 пропусков и в клети 800-II за 1–3 пропуска в зависимости от профиля

Такты работы клетей 800-I и 800-II включают следующие составляющие

$$T_{800} = t_о + \sum_{i=1}^{n} t_м(i) + \sum_{i=1}^{n-1} t_в(i),$$

где

$$t_в = \begin{cases} \tau_с + t_{х_2} + \tau_к + t_{шл} & \text{для клети 800 - I;} \\ \tau_с + t_{х_2} & \text{для клети 800 - II,} \end{cases}$$

$$t_о = S_о/v_р;\ t_м = L_р/v_п;\ t_{шл} = S_р/v_{шл},$$

$t_о$ и $t_в$ – подготовительное и вспомогательное время прокатки; $\tau_с$ – время подъема подъемно-качающегося стола; $t_{х_2}$ – время транспортировки (реверсирования) раската между пропусками; $\tau_к$ – время кантовки раската на 90°; $t_{шл}$ – время передачи раската шлеппером от клети 800-I до клети 800-II; $S_р$ – ширина двойного рольганга, м, $v_{шл}$ – скорость перемещения раската шлеппером; $S_о$ – расстояние от места ожидания раската до клети, соответствующее длине раската после второго пропуска, м.

На первом этапе построения тактовой модели линии *2* рассматриваются клети 800-I и 800-II при условии функционирования каждой из них в автономном режиме, разрабатываются графики процесса прокатки и определяются такты работы клетей. На втором этапе учитывается взаимосвязанность работы клетей, что обусловлено проектными решениями данной технологической линии, имеющей общий электропривод (рис. 2). На основании полученных тактов автономной работы клетей составляется и анализируется совместный график прокатки с учетом технических и технологических ограничений по условиям перегрузки электродвигателя. При этом не должны совпадать моменты начала ($M_н$) входа раскатов в валки клетей и окончания выхода ($M_о$) их из валков. После этого производится корректировка вспомогательного времени прокатки ($+\Delta\tau$) и окончательно определяются такты $T_{800\text{-I}}$ и $T_{800\text{-II}}$.

Расчет такта работы чистовой клети 850, прокатка в которой осуществляется за один пропуск, т.е. $T_{850} = \tau_о + t_м$. Далее осуществляется выбор такта $T_{ППС_{1\,1\,2}}$ работы участка прокатки и определяется клеть, соответствующая выбранному такту (см. таблицу).

Расчет такта работы участка порезки. Порезка раскатов на мерные (заданные) длины осуществляется салазковыми пилами горячей резки в соответствии со схемой раскроя раската, которая зависит от ряда условий

Если раскат получен из блюма головной (донной) части слитка; первым резом у него отделяется дефектная часть ($l_д$) с переднего (заднего) конца, вторым резом одновременно удаляются технологическая обрезь ($l_о$), дефектная часть с заднего (переднего) конца, а полоса разрезается на мерные длины $L_г$ (рис. 4, *а*, *в*).

Раскрой полученного из блюма головной (донной) части слитка раската с вырезкой пробы осуществляется так: первым резом отделяется дефектная часть переднего (заднего) конца, вторым – технологическая обрезь, третьим – одновременно отрезаются проба ($l_{пр}$) и дефектная часть с заднего (переднего) конца, а полоса разрезается на мерные длины (рис 4, *в*, *г*)

Выбор такта работы участка прокатки рельсов

Вариант	*a*	*b*	ω_1	ω_3	T_{900}, с	$T_{800\text{-I}}$, с	$T_{800\text{-II}}$, с	T_{850}, с	T_2, с
	об/(мин с)		об/мин						
Рельс Р50 из заготовки длиной 4400 мм									
1	30	50	50	60	40,30	43,82	42,58	10,93	43,82
2	30	50	50	65	41,66				43,82
3	50	50	50	60	39,47				43,82
4	50	50	50	70	42,31				43,82
Рельс РК65 из заготовки длиной 3900 мм									
1	30	50	35	40	39,99	38,65	28,79	12,65	39,99
2	30	50	50	50	40,21				40,21
3	50	50	35	40	38,49				38,65
4	50	50	40	40	38,09				38,65
Рельс ТВ62 из заготовки длиной 4400 мм									
1	30	50	50	60	38,95	33,06	30,67	10,81	38,95
2	30	50	50	50	36,54				36,54
3	50	50	50	50	35,75				35,75
4	50	50	40	40	34,50				34,50

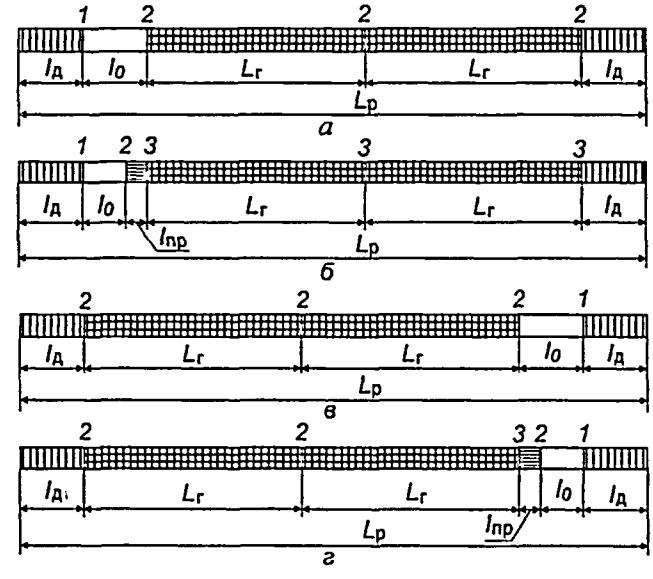


Рис 4 Схема вариантов раскроя раската на пилах горячей резки *а* и *в* – из головной и донной частей слитка, *б* и *г* – из головной и донной частей слитка с вырезкой пробы, *1 – 3* – порядковый номер реза

Раскрой раската, полученного из непрерывно литой заготовки, осуществляется по любой из вышеуказанных схем.

Участок $ППС_{1\,1\,3}$ состоит из одного агрегата, имеющего несколько дисковых пил. Такт работы пил горячей резки ($T_{п.г.р}$) включает следующие составляющие:

$$T_З = T_{п\,г\,р} = (t_{пд} + \tau_{у\,р} + t_{х\,п} r_{рз} + \tau_{пд_1} + \tau_{пд_2} + t_{тр})/N_{к.р},$$

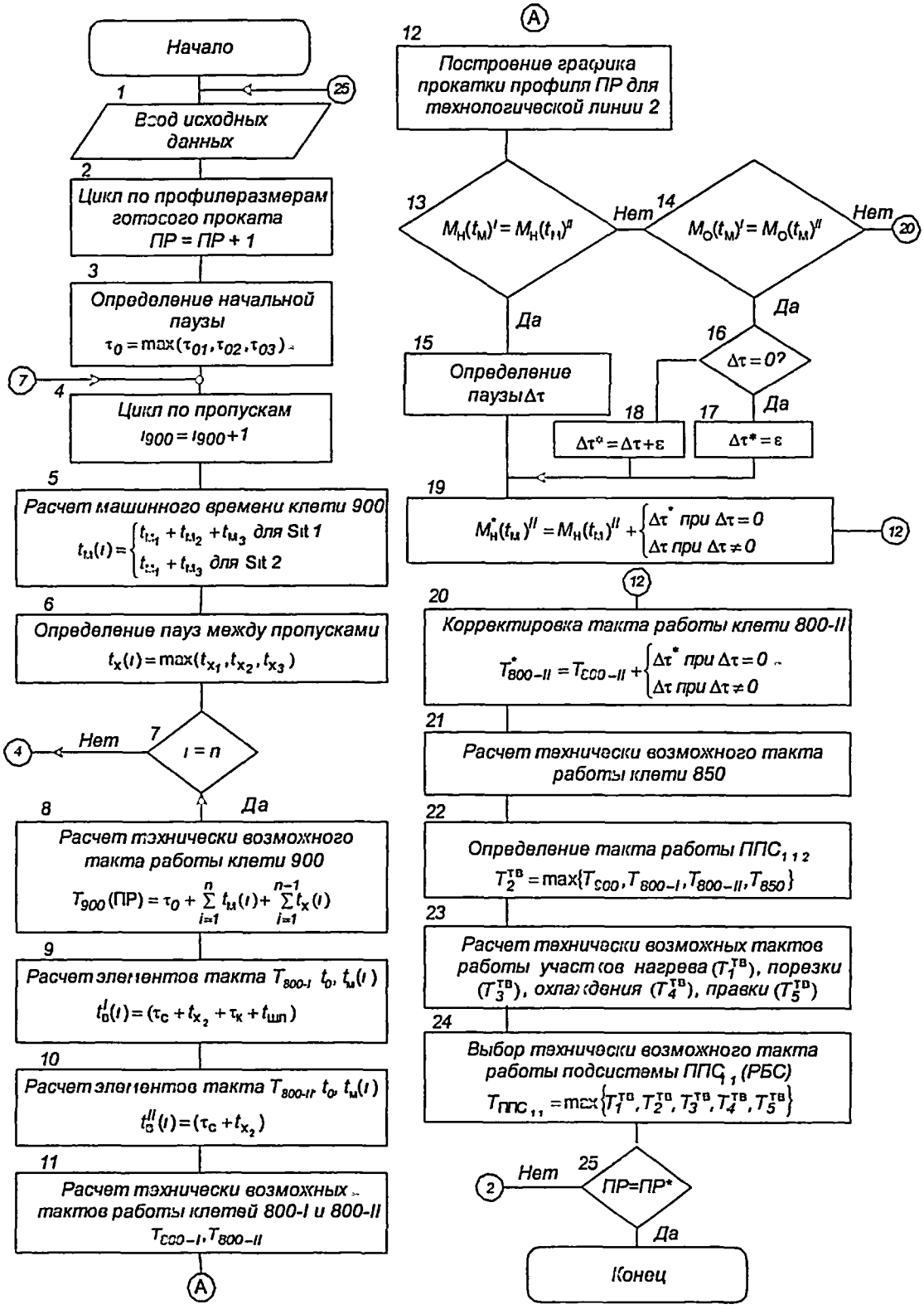


Рис 5 Алгоритм тактового моделирования работы рельсобалочного стана ($M_н^*(t_м)$, $\Delta\tau^*$, ПР* – заданные значения $M_н$, $\Delta\tau$, ПР, ε – допустимое отклонение $\Delta\tau$ от задания)

где $t_{пд} = (l_{рг} - L_р)/v_{рг}$ – время подачи раската от клети 850 к пилам, $\tau_{у\,р}$ – время установки раската под пилы для порезки, $t_{х\,п}$ – продолжительность реза раската пилами, $r_{рз}$ – количество резов, производимых последовательно пилами согласно схеме раскроя, $\tau_{пд_1}$ и $\tau_{пд_2}$ – время подачи раската под пилы соответственно для обрезки головной (донной) части раската и вырезки проб, $t_{тр} = 2L_г/v_{рг}$ – время передачи полосы по рольгангу на участок охлаждения, $N_{к\,р}$ – количество одновременно разрезаемых раскатов

Расчет такта работы участка замедленного охлаждения. На участке $ППС_{1\,|\,4}$ расположены короба замедленного охлаждения для длительной изотермической выдержки горячего проката Загрузка и выгрузка пачек металла осуществляются с помощью электромостового магнитного крана

Такт работы этого участка рассчитывается по формулам

$$T_4 = T_{кзо}/Z_{кзо},\ T_{кзо} = t_{зг} + t_{ох}/E_{кзо} + t_{вг},$$

$$t_{зг(вг)} = t^1_{зг(вг)} Z_{кр},\quad E_{кзо} = K^п_{кзо} K^п_п;$$

$$Z_{кр} = K^п_{кзо},\quad K^п_{кзо} = H_{кзо}/(H_п + h_{пр}),$$

$$t^1_{зг} = t_{кр_1} + \quad + t_{кр_4} + \tau_{ук} + t_{з\,к},$$

в которых $T_{кзо}$ – такт работы одного короба замедленного охлаждения (КЗО), $Z_{кзо}$ – количество КЗО на участке, $t_{зг}$ ($t_{вг}$) – длительность загрузки (выгрузки) пачек проката в (из) КЗО, $t_{ох}$ – технологическое время изотермической выдержки проката в КЗО, $E_{кзо}$ – емкость одного КЗО (количество единиц проката, находящихся в коробе), $Z_{кр}$ – количество рейсов крана при загрузке КЗО; $t^1_{зг(вг)}$ – длительность загрузки (выгрузки) одной пачки проката краном, $K^п_{кзо}$ – количество пачек в КЗО, $H_{кзо}$ – полезная высота короба; $H_п$ – высота единицы проката, $h_{пр}$ – высота деревянных брусков между смежными пачками, $t_{кр_1}$, , $t_{кр_4}$ – длительности крановых операций – перемещения крана от КЗО до стеллажей ($t_{кр_1}$), подачи пачки проката от стеллажей до площадки ($t_{кр_2}$) и от площадки до короба ($t_{кр_3}$); подачи пачки проката краном в КЗО ($t_{кр_4}$), включая захват магнитом пачки, подъем ее на высоту перемещения, транспортировку, опускание и укладку, $\tau_{ук}$ – продолжительность ручной раскладки брусков на пачку проката, $t_{з\,к}$ – время закрытия крышки короба краном

Расчет такта работы участка правки. На участке $ППС_{1\,|\,4}$ установлены роликоправильные машины (РПМ), такт работы $T_{рпм}$ которых определяет такт участка

$$T_5 = T_{рпм}/Z_{рпм};\ T_{рпм} = \tau_0 + L_г/v_{рпм},$$

где $Z_{рпм}$ – количество работающих РПМ, τ_0 – начальная пауза, состоящая из времени кантовки и подачи проката к машине; $v_{рпм}$ – скорость правки

После расчета такта работы участков нагрева, прокатки, порезки, охлаждения и правки определяется технически возможный такт $T^{тв}_{РБС}$ работы подсистемы "печи–правильные машины" (рис 5) Нормативный такт подсистемы определяется с учетом коэффициентов использования оборудования на каждом участке

$$T^н_р = T^{тв}_р / K^н_{и\,р},$$

$$T^н_{РБС} = \max\{T^н_{ППС1\,|\,р},\ р = \overline{1,5}\}$$

На основании тактовой модели работы подсистемы "печи–правильные машины" рассчитывается ее технически возможная и нормативная производительности с учетом сортамента и производственных ситуаций:

$$P^{тв(н)}_{РБС} = \frac{3600G}{T^{тв(н)}_{РБС} K_р}\ \text{т/ч},$$

где G – масса заготовки, т, $K_р$ – норма расхода металла, т/т

Выводы. Сформулирована задача идентификации тактовой модели функционирования рельсобалочного стана Представлена процедура оценивания технически возможных и нормативных тактов работы участков стана с учетом производственных ситуаций Такты являются основой формирования соответствующих оценок производительности отдельных участков и прокатного стана в целом База данных, включающая технически возможные и нормативные ситуационные такты и производительности, является важной частью информационного обеспечения системы оперативного планирования и диспетчерского управления рельсобалочным цехом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кулаков С М, Мусатова А И // Изв вуз Черная металлургия 2003 № 10 С 34–38
2. Кулаков С М Кадыков В Н, Мусатова А И и др // Изв вуз Черная металлургия 2003 № 12 С 43–50
3. Прокатное производство / П И Полухин, Н М Федосов, А А Королев и др – М Металлургия, 1982 – 696 с

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 10 марта 2004 г

УДК 669 046 658.511.001 2

© 2004 г. Т.В. Киселева, Т.В. Пучкова

СТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ДИНАМИЧЕСКИХ РЯДОВ ДАННЫХ

В ходе алгоритмизации технологических объектов важным источником информации являются регистрируемые сигналы о динамике этих объектов в режиме нормальной эксплуатации или активного эксперимента Результаты обработки данных при построении и последующем использовании алгоритмов прогнозирования или принятия решений существенно зависят от свойств исходной реализации сигналов Фактические реализации, характеризующие работу промышленных объектов, очевидно, являются более сложными, чем предполагаемые в известных методах идентификации, прогнозирования и т п В связи с этим естественным представляется подход [1], использующий целенаправленное расчленение динамических сигналов на более простые параллельные и последовательные составляющие, которые по своим свойствам удовлетворительно соответствуют исходным предпосылкам теоретических схем Для этого необходимо иметь информацию о фактическом строении реализаций контролируемых сигналов, которая может быть получена с помощью структурного анализа динамических рядов данных

Натурные данные о состоянии реальных технических объектов обладают большим динамическим разнообразием с точки зрения их локальных структурных особенностей, тенденций, скользящих статистических характеристик Структурный анализ направлен на вскрытие внутреннего строения динамического сигнала путем его разделения на простые структурно-однородные составляющие либо на построение таких характеристик ряда, анализ которых позволил бы своевременно распознать его структурные особенности Можно сформулировать следующие основные задачи структурного анализа [6]·

1 – выделение трендовой (низкочастотной) составляющей ряда, которая наилучшим образом удовлетворяет критерию, включающему два показателя гладкости и точности Эта трендовая составляющая названа условно-образцовой. Алгоритм выделения условно-образцовой кривой играет роль "учителя", а сама кривая с выделенными на ней особыми точками, сигнализирующими о смене тенденции, нужна для отыскания оптимальных настроечных параметров используемых методов структурного анализа В известных же методах структурного анализа отсутствует такая методика Для построения условно-образцовой кривой целесообразно использовать робастные сглаживатели типа медианного или релейно-экспоненциального (РЭС), так как ряды данных, характеризующих работу технологических объектов, содержат, кроме обычной измерительной погрешности, аномальную составляющую Причем сглаженные значения при построении условно-образцовой кривой ставятся в середину скользящего интервала

2 – выбор методов структурного анализа и поиск их оптимальных настроечных параметров, т е таких значений, при которых координаты выделенных особых точек на контрольной реализации исследуемой переменной совпадали бы с координатами особых точек, построенных на условно-образцовой кривой, исходя из минимума их средне-модульного отклонения R, определяемого по формуле

$$R = \frac{1}{n}\sum_{j=1}^{n}\left| t^{\text{от}}_{\text{ус обр}\,j} - t^{\text{от}}_{j} \right|, \qquad (1)$$

где $t^{\text{от}}_{j}$ – координата j-й особой точки на анализируемой реализации данных, $t^{\text{от}}_{\text{ус обр}\,j}$ – координата той же самой особой точки, выделенной на условно-образцовой кривой, n – *число найденных особых точек*, $j = \overline{1, N}$

3 – проверка работоспособности методов с выбранными оптимальными настройками на других реализациях этой же исследуемой переменной и подготовка методов к использованию в оперативном режиме

Структурный анализ опирается на оценивание разнообразных трендов Трендом или трендовой составляющей динамического сигнала называется относительно медленно меняющаяся плавная составляющая Тренд – это преобладающее направление изменения сигнала Он должен обладать высокой степенью гладкости по сравнению с исходной реализацией $x(l)$ Качественным показателем гладкости является сумма квадратов дискретного аналога второй производной процесса. В дискретной форме вторые разности можно записать в виде

$$[x(l) - x(l-1)] - [x(l-1) - x(l-2)] = \\ = x(l) - 2x(l-1) + x(l-2). \qquad (2)$$

В соответствии с выражением (2) гладкостная составляющая Q_1 равна

$$Q_1 = \frac{1}{L-2}\sum_{l=3}^{L}\left|\tilde{x}(l) - 2\tilde{x}(l-1) + \tilde{x}(l-2)\right|, \; l = \overline{1, L}. \qquad (3)$$

Наряду с гладкостью тренд должен отражать свойства исходного динамического сигнала $x(l)$ Количественной характеристикой близости тренда к исходной реализации могут служить показатели точности

$$[x(l) - \tilde{x}(l)]^2 \text{ или } \left|x(l) - \tilde{x}(l)\right|, \qquad (4)$$

где $x(l)$ и $\tilde{x}(l)$, $\tilde{x}(l-1)$, $\tilde{x}(l-2)$ – фактические и сглаженные (трендовые) значения ряда в различные моменты отсчета

В соответствии с выражениями (4) точностная составляющая Q_2 взята в виде среднемодульного значения·

$$Q_2 = \frac{1}{L}\sum_{l=1}^{L}|\tau(l) - \tilde{\tau}(l)| \qquad (5)$$

Единым критерием адекватности тренда является двухкомпонентный критерий

$$Q = b_1 Q_1^{\text{отн}} + b_2 Q_2^{\text{отн}}, \qquad (6)$$

где $Q_1^{\text{отн}} = Q_1/Q_1^{\max}$ и $Q_2^{\text{отн}} = Q_2/Q_2^{\max}$ – относительные показатели гладкости и точности, $Q_1^{\max}$ и $Q_2^{\max}$ – максимальные значения гладкостной и точностной составляющих, b_1, b_2 – весовые коэффициенты

Ниже приведены результаты расчета показателя Q при различных значениях настроечного параметра α релейно-экспоненциального скользящего среднего первого порядка (РЭС I), который используется для выделения условно-образцовой кривой на реализации содержания кремния в чугуне на выпусках доменной печи

α	0,50	0,33	0,25	0,20	0,17	0,14	0,13	0,11	0,10	0,09
Q	0,609	0,646	0,628	0,604	0,581	0,584	0,581	0,584	0,570	0,558

На рис 1, *а* приведена исходная реализация содержания кремния в чугуне (кривая со светлыми точками), на которой построена условно-образцовая кривая (жирная линия), полученная с помощью РЭС I с настроечным коэффициентом α = 0,33 На условно-образцовой кривой выделены особые точки

Одним из наиболее популярных методов структурного анализа является метод, основанный на использовании двух или трех разнотемповых скользящих средних, в качестве которых могут выступать скользящее арифметическое среднее или релейно-экспоненциальное среднее различных порядков [7]. Остановимся подробно на использовании двух разнотемповых сглаживателей, построенных с помощью РЭС I, с коэффициентами α_1 и α_2 Общее математическое выражение РЭС I следующее:

$$\tilde{\tau}(l) = \tilde{\tau}(l-1) + \alpha\begin{cases}[\tilde{x}(l) - \tilde{x}(l-1)] \text{ при } |[\cdot]| \le \beta, \\ \beta Sign[\cdot] \text{ при } |[\,]| > \beta,\end{cases} \qquad (7)$$

где $\tilde{x}(l)$ и $\tilde{x}(l-1)$ – экспоненциальные средние значения x в l-й и $(l-1)$-й отсчеты, α в одном из двух разнотемповых РЭС принимает значение α_1, а в другом – α_2, отличающиеся друг от друга в 2–4 и более раз, β – настроечный параметр, выбирается исходя из максимального приращения значений исходной реализации на соседних отсчетах, не содержащих аномальных (грубых) погрешностей

В момент начала изменения тенденции разнотемповые сглаживатели дают расходящиеся сглаженные кривые. менее инерционная (с большим значением α) быстро следует за исходной реализацией, а более инерционная начинает отставать от исходной, "помня" прошлые ее значения. Таким образом, анализируя поведение этих кривых, можно обнаружить особую точку, соответствующую моменту пересечения сглаженных кривых, после которого наблюдается устойчивое расхождение между ними

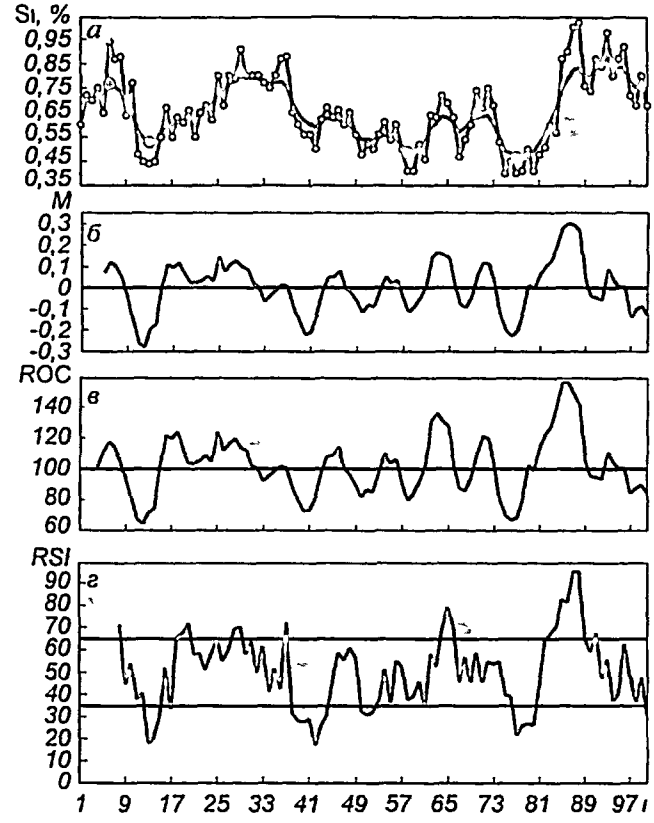


Рис 1 Результаты многовариантного структурного анализа на примере реализации содержания кремния в чугуне на выпусках (*а*) с использованием кривых *M* (*б*), *ROC* (*в*) и *RSI* (*г*)

Разнотемповые скользящие средние можно использовать и по-иному. Если на исходной реализации изменилась тенденция, менее инерционная сглаженная кривая первой пересечет исходную анализируемую реализацию, что служит сигналом о появлении особой точки Для подтверждения того, что момент изменения тенденции наступил, необходимо дождаться, когда и более инерционная сглаженная кривая пересечет исходную реализацию Если этого пересечения не произошло, то сигнал о появлении особой точки считается ложным

Другие столь же популярные методы основаны на применении различных осцилляторов [2–5] Среди осцилляторов наиболее известны [2–5] Момент (*M*), Норма Изменения (*ROC*), Индекс Относительной Силы (*RSI*), метод Конвергенции-Дивергенции (*MACD*) и другие

Момент является индикатором скорости изменения значений ряда и вычисляется как разность значений анализируемой реализации в текущий момент времени $x(l)$ и m отсчетов назад, т е $\tau(l-m)$

$$M(l) = x(l) - x(l-m), \qquad (8)$$

где m – настроечный параметр.

Значения этого индикатора поворота тенденции колеблются около нулевой линии, поднимаясь выше или опускаясь ниже ее. Если на реализации происходит смена восходящей тенденции на нисходящую, то этот осциллятор пересечет нулевую отметку и устремится в отрицательную область. Если же тенденция восходящая, то осциллятор после пересечения нулевой отметки устремится в положительную область.

Норма Изменения отображает темп изменения значений ряда и определяется по соотношению

$$ROC(l) = [x(l) / x(l-m)] \cdot 100\,\%\,. \qquad (9)$$

Значения *ROC* колеблются около отметки 100 %. Выше и ниже этой отметки проводятся линии коридора, ширина которого ориентировочно определяется таким образом, чтобы за линии коридора выходило приблизительно 10 % значений этого осциллятора. Значения осциллятора, вышедшие за линии коридора, сигнализируют о скорой смене тенденции; пересечение же отметки 100 % вскоре после этого свидетельствует о том, что произошло изменение тенденции на исходной реализации.

Индекс Относительной Силы является самым популярным среди осцилляторов, его значения определяются по следующим выражениям:

$$RSI(l) = 100 - [100/(1 + RS(l))]; \qquad (10)$$

$$RS(l) = \Delta x_{+}^{\mathrm{cp}}(l-m, l) / \Delta x_{-}^{\mathrm{cp}}(l-m, l)\,, \qquad (11)$$

где $\Delta x_{+}^{\mathrm{cp}}(l-m, l)$ и $\Delta x_{-}^{\mathrm{cp}}(l-m, l)$ – средние положительные и отрицательные приращения значений x на анализируемом интервале от $l-m$ до l.

Значения *RSI* колеблются в области от нуля до 100. Если значения этого осциллятора вышли за критическую зону, то на исходной реализации ожидается появление особой точки. Для технологических объектов координаты критической зоны подбираются эмпирически исходя из технологических ограничений или подобно тому, как это делается в *ROC*.

Осциллятор типа *MACD* – это индикатор схождения-расхождения скользящих средних, вычисляется как разность между двумя сглаженными значениями x, полученными с помощью более и менее инерционных алгоритмов скользящих средних с настройками m_1 и m_2, отличающимися, как уже отмечалось, в 2–4 и более раз, т.е. $\Delta\tilde{x}(l) = \tilde{x}_1(l) - \tilde{x}_2(l)$; здесь $\tilde{x}_1(l)$ и $\tilde{x}_2(l)$ – сглаженные значения, полученные при использовании скользящего среднего с настройками m_1 и m_2; $l = \overline{1, L}$. Этот индикатор, также как и Момент, колеблется около нулевой отметки, но пересекает ее после появления особой точки на исходной анализируемой реализации, т.е. с некоторым запаздыванием. Осциллятор *MACD* чаще всего используют совместно с кривой его же сглаженных значений, которая называется сигнальной линией. Момент пересечения *MACD* и сигнальной линии немного раньше сигнализирует о появлении особой точки на исследуемой реализации, что затем подтверждается пересечением *MACD* с нулевой линией.

При структурном анализе важную роль играет правильность и оперативность выявления особых точек. Ошибки вызывают неправильные решения и могут привести к большим потерям. Для увеличения надежности предлагается использовать многовариантный подход, т.е. использовать множество методов одновременно, а не ограничиваться только одним из них. Причем одни методы более оперативно определяют моменты появления особых точек или даже заранее сигнализируют о скорой смене тенденции, другие распознают их после того, как смена тенденции уже произошла. Поэтому при многовариантном подходе отдельные методы можно использовать как основные для распознавания или даже прогнозирования особых точек, а часть из них предлагается применять для подтверждения того, что данная особая точка действительно появилась на анализируемой реализации.

На рис. 1, *б–г* приведены результаты использования многовариантного структурного анализа на примере реализации содержания кремния в чугуне на выпусках с использованием осцилляторов *M*, *ROC* и *RSI*. Анализ графиков показывает, что, когда на условно-образцовой кривой появилась особая точка (рис. 1, *а*), кривая Момента (рис. 1, *б*) пересекает нулевую отметку, устремляясь в отрицательную область, если тенденция нисходящая; если же тенденция восходящая, кривая этого осциллятора из отрицательной переходит в положительную область. Кривая *ROC* (рис. 1, *в*) в это же время пересекает горизонтальную шкалу на отметке 100 %, по характеру колебаний повторяя кривую Момента. Экстремальные значения этих двух индикаторов свидетельствуют о скором появлении особой точки.

Индикатор *RSI* ведет себя следующим образом. Вблизи моментов появления особых точек значения этого осциллятора выходят за критические линии, соответствующие отметкам 35 и 65 % (ширина коридора устанавливается эмпирически). Здесь осциллятор *RSI* является основным при определении координат особых точек на исследуемой реализации содержания кремния в чугуне, а осцилляторы *M* и *ROC* – подтверждающими.

Своевременное и надежное распознавание особых точек способствует оперативному принятию решения об изменении коксовой нагрузки в очередную подачу при управлении доменной печью с тем, чтобы не допустить больших отклонений содержания кремния в чугуне от его заданного значения.

На рис. 2, *а* показана реализация содержания серы в чугуне на выпусках (кривая с темными точками) и приведены сглаженные кривые этого показателя, полученные с помощью разнотемповых РЭС с настройками $\alpha = 0{,}2$ и $\alpha = 0{,}45$. Графики осцилляторов *MACD* (жирная линия) с сигнальной кривой (светлая линия), *ROC* и *RSI* показаны на позициях *б*, *в* и *г* рис. 2. Причем сигнальная линия на

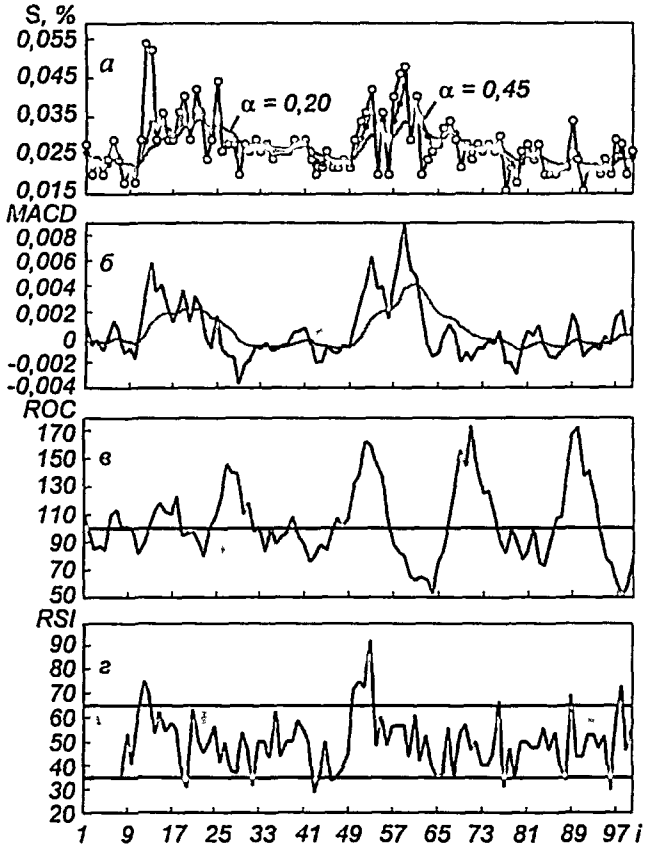


Рис 2 Результаты многовариантного структурного анализа на примере реализации содержания серы в чугуне на выпусках с использованием сглаженных кривых, полученных с помощью разнотемповых РЭС, *MACD* с сигнальной линией, *ROC* и *RSI*

кривой *MACD* получена сглаживанием этого индикатора с помощью РЭС с настройкой $\alpha = 0{,}1$.

Вблизи особой точки разнотемповые сглаженные кривые расходятся, кривая *MACD* вначале пересекается с сигнальной линией, предупреждая о скором изменении тенденции, а затем проходит через нулевую отметку, сигнализируя о том, что произошло изменение тенденции. Осциллятор *RSI* вблизи особой точки уходит за критическую отметку, индикатор *ROC* вблизи нее принимает экстремальное значение, а затем пересекает отметку, соответствующую 100 %, подтверждая тем самым наличие выделенной с помощью *MACD* и *RSI* особой точки Анализ рис 1 и 2 подтверждает, что при многовариантном подходе надежность распознавания особых точек возрастает.

Выводы. Методы структурного анализа позволяют в оперативном режиме определить моменты изменения тенденций. Этому же способствует выбор оптимального значения длины скользящего отрезка – настроечного параметра используемых методов Правильное, надежное распознавание особых точек обеспечивает своевременное изменение управляющих воздействий Накопленный опыт в этой области позволяет заключить, что для повышения надежности и уменьшения ошибок при распознавании особых точек необходимо вместо отдельных методов структурного анализа использовать многовариантный подход, т е несколько методов одновременно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Структурный анализ сигналов при алгоритмизации технологических процессов Учебное пособие / В П Авдеев, П Г Белоусов, Я Г Парпаров, В Э Шамовский – Новокузнецк изд. СМИ, 1991 – 77 с
2. Э р л и х А Технический анализ товарных и денежных рынков – М Инфра-М, 1996 – 173 с
3. М э р ф и Дж Технический анализ фьючерсных рынков теория и практика. – М Диаграмма, 2000 – 593 с
4. К у з н е ц о в М В, О в ч и н н и к о в А С Технический анализ рынка ценных бумаг – М Инфра-М, 1996 – 121 с
5. Ш в а г е р Д Технический анализ Полный курс – М Альпина, 2001 – 805 с
6. К и с е л е в а Т В, Б у р к о в В Н, Р у д е н к о в а Е Г, З и н ч е н к о В И – В кн Материалы Межд. конф 'Современные сложные системы управления" Липецк, 2002 – Липецк изд. ЛГТУ, 2002 С 66–69
7. В о л о в и ч М И, А в д е е в В П, П а р п а р о в Я Г Контроль и оценивание конверторной плавки по косвенным параметрам – Кемерово Кн изд-во, 1989 – 236 с

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 4 ноября 2003 г

МЕХАНИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДОВ

УДК 669 02/ 9 621 313

© 2004 г. С.В. Егоров, В.Ф. Егоров, П.Н. Кунинин

ВЫБОР ЗАПАСА МОЩНОСТИ ДВИГАТЕЛЕЙ МНОГОДВИГАТЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОПРИВОДА

С целью унификации, повышения надежности и улучшения динамических свойств оборудования в современной практике производственного машиностроения все более широкое распространение получает многодвигательный привод, состоящий из двух или нескольких совместно работающих на общий вал электродвигателей При использовании жестких связующих элементов двигатели имеют одинаковую угловую скорость ω, рабочие же нагрузки каждого из них зависят от особенностей их механических характеристик

На рис 1 приведены варианты взаимодействия двух двигателей постоянного тока независимого возбуждения

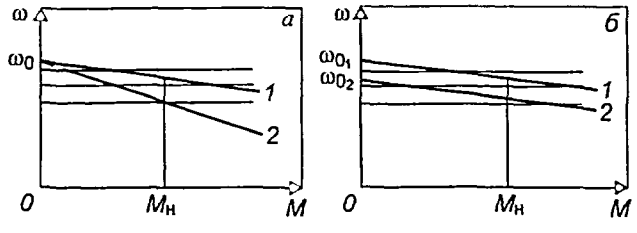


Рис 1 Взаимодействие двигателей *1* и *2* двухдвигательного привода при одинаковой (*а*) и разной (*б*) скоростях идеального холостого хода
M и $M_н$ – момент нагрузки и его номинальное значение

при несовпадении их механических характеристик Как следует из представленных графиков, различия механических характеристик по углу их наклона и по скорости ω_0 идеального холостого хода приводят к неодинаковой загруженности двигателей Так как в условиях совместной работы на общий вал электродвигатели выбираются равной номинальной мощности $P_н$, очевидно, за основной следует принимать наиболее загруженный двигатель Если его расчетная мощность соответствует номинальной, загрузка остальных двигателей составит

$$P_i = P_н \alpha_i,$$

где α_i – коэффициент использования мощности *i*-го двигателя

Степень *C* загруженности двухдвигательного привода при $P_н = 1$ будет составлять

$$C = \frac{P_1 + P_2}{2P_1}\ 100\,\% = \frac{1+\alpha}{2}\ 100\,\%,$$

так, при 30 %-ной недогруженности двигателя ($\alpha = 0{,}7$) загруженность привода составит 85 %, т е суммарная мощность его двигателей выше мощности однодвигательного привода

Степень использования многодвигательного привода с общим числом электродвигателей *n* определяется зависимостью

$$C = \frac{1 + \sum_{i=2}^{n} \alpha_i}{n}\ 100\,\% \qquad (1)$$

Если $\sum_{i=2}^{n} \alpha_i = \alpha_{ср}(n-1)$, то

$$C = \frac{1 + \alpha_{ср}(n-1)}{n}\ 100\,\%, \qquad (2)$$

здесь $\alpha_{ср}$ – средний коэффициент загруженности двигателей

Из формулы (2) следует, что с увеличением числа совместно работающих электродвигателей степень их использования снижается Из графика такой зависимости (рис 2) видно, что наибольшее снижение степени использования

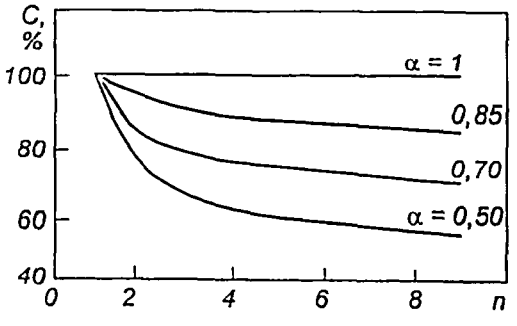


Рис 2 Зависимость степени использования многодвигательного привода от числа двигателей

приходится на случаи двух-, трех- и четырехдвигательных приводов. С увеличением числа двигателей значение C стремится к $C = \lim\limits_{n\to\infty} \dfrac{1+\alpha_{ср}(n-1)}{n}\ 100\% = \alpha_{ср}\ 100\%$

Мощности электродвигателей, входящих в состав многодвигательного привода, следует принимать из условия

$$P_{i(н)} = \frac{P}{1+\sum\limits_{i=2}^{n}\alpha_i}, \qquad (3)$$

или с учетом равенства $\sum\limits_{i=2}^{n}\alpha_i = \alpha_{ср}(n-1)$ – из условия

$$P_{i(н)} = \frac{P}{1+\alpha_{ср}(n-1)}; \qquad (4)$$

здесь P – общая расчетная мощность нагрузки

С учетом выражений (1), (2) равенства (3), (4) примут вид

$$P_{i(н)} = P/(Cn) \qquad (5)$$

Мощности двигателей, рассчитанные в соответствии с формулой (5) при $\alpha_{ср} < 1$, больше принимаемого значения мощности $P_н = P/n$ каждого двигателя, рекомендуемого в работе [1] при выборе двигателей многодвигательного привода постоянного тока

Таким образом, с учетом неравномерной загруженности двигателей их мощности в соответствии с условиями равномерной загруженности всех двигателей должны приниматься с запасом

$$k_I = P_{i(н)}n/P \qquad (6)$$

Подставив в эту формулу значение $P_{i(н)}$ из равенства (5), находим

$$k_I = 100/C. \qquad (7)$$

В настоящее время нет обоснованных рекомендаций выбора запаса мощности многодвигательного привода Предлагается [2] принимать общий коэффициент k запаса равным трем, чтобы при отказе части двигателей оставшиеся могли бы обеспечить работоспособность механизма и выполнение заданной программы. Следует заметить, что повышение запаса мощности двигателей вызывает необходимость усиления механизма, увеличения его массы и стоимости Неполное использование двигателей снижает коэффициент их полезного действия, в связи с чем возрастают потери электроэнергии, поэтому коэффициент запаса мощности двигателей следует принимать по возможности минимальным

Для выбора коэффициента запаса мощности многодвигательного привода на случай отказа части двигателей воспользуемся зависимостью (4) Обозначив коэффициент запаса по условию отказа части двигателей через k_{II}, находим

$$P_{i(н)} = \frac{k_{II}P}{1+\alpha_{ср}(n-1)} \qquad (8)$$

В случае отказа одного или нескольких двигателей оставшиеся в работе должны обеспечить возможность выполнения механизмом заданных технологических требований Если число оставшихся двигателей составит n_1, мощность i-го двигателя должна составлять

$$P_{i(н)} = \frac{P}{1+\alpha_{ср_1}(n_1-1)}, \qquad (9)$$

где $\alpha_{ср_1} = \sum\limits_{i=2}^{n_1}\alpha_i/(n_1-1)$

Приравнивая правые части выражений (8) и (9), находим

$$k_{II} = \frac{1+\alpha_{ср}(n-1)}{1+\alpha_{ср_1}(n_1-1)}. \qquad (10)$$

Общий запас мощности многодвигательного привода (k) относительно однодвигательного (k_I) составит $k = k_I k_{II}$. С учетом значений k_I и k_{II} из равенств (2), (7) и (10) общий запас мощности будет составлять

$$k = \frac{n}{1+\alpha_{ср_1}(n_1-1)} \qquad (11)$$

Выразим прогнозируемое число n_1 оставшихся в работе двигателей через прогнозируемый процент x их отказа·

$$n_1 = n(1 - x/100);$$

в этом случае

$$k = \frac{n}{1+\alpha_{ср_1}[n(1-x/100)-1]}$$

Ниже приведены расчетные значения коэффициента запаса мощности многодвигательного привода относительно однодвигательного согласно зависимости (11)

n/n_1	2/1	4/3	6/4	8/6	10/7	12/9
x, %	50	25	33	25	30	25

Значение k при						
$\alpha_{min} = 0,7$	2	1,67	1,94	1,78	1,92	1,82
$\alpha_{min} = 0,8$	2	1,54	1,77	1,60	1,73	1,62
$\alpha_{min} = 0,9$	2	1,43	1,63	1,46	1,57	1,47

Примечание При выполнении расчетов принимали $\alpha_{ср} = \alpha_{ср1} = \alpha_{min}$ как наиболее тяжелый вариант, где α_{min} – коэффициент загрузки соответствующий двигателю с наименьшей степенью загруженности

Как видно из представленных результатов, если в общем случае количество отказов двигателей не превышает 25 %, в отдельных случаях достигает 30–33 %, а для двухдвигательного привода – даже 50 %, то при $\alpha_{min} > 0,7$ необходимый запас мощности многодвигательного привода не выше двукратного

Таким образом, для гарантии безотказной работы механизмов общего назначения коэффициент запаса мощности должен составлять $k \leq 2$

Выводы. Рассмотрены условия выбора мощности двигателей при несоответствии их механических характеристик Предложен метод расчета коэффициента запаса мощности многодвигательного привода при отказе части двигателей и условии, что оставшиеся двигатели обеспечивают необходимый рабочий режим Максимальный запас мощности при числе отказов двигателей до 25 % не выше двукратного, что меньше рекомендуемого в технической литературе С уменьшением числа отказов двигателей коэффициент запаса мощности может быть существенно снижен Актуальными направлениями снижения запаса мощности двигателей являются повышение согласованности их взаимодействия, уменьшение числа возможных отказов путем принятия своевременных мер по их устранению, увеличение числа устанавливаемых двигателей

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гребеник ВМ, Иванченко ФК, Ширяев ВИ Расчет металлургических машин и механизмов – Киев Высшая школа, 1988 – 309 с
2 Бычков ВП Электропривод и автоматизация металлургического производства. – М Высшая школа, 1974 – 391 с

ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат и Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 8 декабря 2003 г

ЭКОНОМИКА И ОРГАНИЗАЦИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

УДК 669.013 5:331:658

© 2004 г. Е.В. Петров, В.П. Перекопский, В.Я. Медиков, В.М. Муратов

КРАТКОСРОЧНОЕ ОБУЧЕНИЕ СПЕЦИАЛИСТОВ

Квалификация и уровень развития персонала – важнейшие составляющие конкурентоспособности любого промышленного предприятия Их повышение создает предпосылки к росту производительности труда, эффективности производства, к функциональной и экономической устойчивости. Средства, выделяемые на повышение квалификации, должны использоваться рационально. Внутрифирменное обучение на металлургических предприятиях наиболее экономично, однако оно не может удовлетворить всех образовательных потребностей Объективно необходимо обучение за пределами предприятий, обеспечивающее получение новых знаний, необходимых для оперативного решения возникающих проблем. В первую очередь это относится к краткосрочному обучению в экономической, управленческой, информационной и юридической сферах.

Металлургические предприятия ежемесячно получают несколько десятков предложений от региональных, российских и международных организаций, специализирующихся на предоставлении образовательных и консультационных услуг. Предлагаются краткосрочные курсы, семинары, конференции, симпозиумы, обеспечивающие решение многих актуальных проблем и задач [1–4] Однако декларируемые цели не всегда достигаются [2, 4]. Практика показывает, что более половины обучившихся с восторгом отзываются об организации обучения, сервисных услугах, но не могут предложить мероприятия, реализация которых позволила бы компенсировать расходы на обучение Поскольку затраты на внешнее обучение неизбежны, необходим поиск путей к их снижению и повышению практической отдачи от обучения. Эта проблема обострена на предприятиях тех регионов, которые удалены от мегаполисов, где сосредоточена большая часть обучающих организаций Ниже отражены результаты анализа данной проблемы

Большинство образовательных мероприятий по краткосрочным программам проводится в Москве Очное обучение в столице для предприятий из отдаленных регионов, например Сибири и Дальнего Востока, требует значительных затрат. Причем оплата непосредственно за обучение составляет всего 20–30 % от суммарных расходов. Основная доля затрат связана с оплатой транспорта, проживания в гостинице, а также с сервисным обслуживанием. Так, оплата непосредственно за очное участие в двухдневном семинаре в Москве одного специалиста из Кузбасса составляет от 5 до 10 тыс. руб, а суммарные затраты – 20–35 тыс руб, в том числе транспортные – 10–15 тыс руб Рассматриваемый вариант по сравнению с внутрифирменным обучением равной длительности дороже в 50–100 раз. Стоимость такого столичного обучения приближается к средней годовой зарплате периферийного доцента Затраты можно снизить в 3–5 раз за счет дистанционного участия [2] Однако и в этом случае они находятся на высоком уровне. Другим возможным вариантом сглаживания проблемы высокой стоимости образовательных услуг является повышение экономической результативности мероприятий на основе получаемых знаний Желаемое вполне достижимо при условии стремления к нему как потребителей образовательных услуг, так и обучающих организаций.

С нашей точки зрения для результативного обучения необходимо выполнение следующих условий

– включение обучающими организациями непосредственно в учебный процесс процедуры составления слушателями плана работы по рекомендуемым мероприятиям;

– направление предприятиями на обучение специалистов, способных не только воспринять новые идеи и концепции, но и разработать на основе полученных знаний экономически эффективные мероприятия;

– создание на предприятиях оперативного делопроизводства по рекомендуемым мероприятиям,

– участие специалистов, повысивших квалификацию в сторонних организациях, во внутрифирменном обучении персонала

Следует отметить, что организации, предоставляющие образовательные услуги, стремятся к передаче актуальной информации с использованием эффективных педагогических технологий, однако при этом недостаточно уделяют внимание конечной цели – практическому использованию новых знаний. Усвоение новых знаний при кратковременном обучении еще не гарантирует их эффективного использования. Информация, расширяющая только кругозор и общее развитие специалистов, имеет, как правило, низкую практическую отдачу. Практическая значимость новых знаний становится состоятельной тогда, когда учебные элементы доведены до приемлемых рекомендаций и включены в механизм реализации Достижение этого возможно, когда новые идеи, тенденции, концепции преобразованы в практические рекомендации Новые

знания должны быть адаптированы к потребностям и корпоративной культуре предприятий. Кроме этого, они должны быть включены в надлежащее делопроизводство по их применению Даже самая выигрышная для предприятия концепция не способна дать потенциально возможную отдачу, если она не согласуется с ценностями тех людей, которые будут ее осуществлять, а также если она не включена в действенный механизм реализации Начало перевода концепций, идей и тенденций в практически значимые рекомендации и мероприятия должно быть положено на учебных занятиях. Известна маркетинговая статистика из тысячи возможных видов новой продукции только сотня достойна экспертной оценки, десять – бизнес-проработки Из десяти проектов, прошедших всесторонний маркетинговый, технический, экономический и юридический анализы только два-три могут быть успешными Остальные бесплодны или убыточны Привлекательных идей, с точки зрения обучающих, может быть множество Однако если на занятиях в головах слушателей не будет рождено начало их реализации, они останутся пустоцветами Основной результат обучения в этом случае – достижение коммерческих интересов организаторов. Такая пирамида образовательных услуг будет обречена на обрушение независимо от вывески обучающей организации [2, 4] Для окупаемости затрат пользователи образовательных услуг наряду с полезной информацией о новых идеях, тенденциях, концепциях и закономерностях должны получать рекомендации, приемлемые для внедрения

Предприятиям следует направлять на обучение специалистов, способных не только воспринять актуальные знания, но и обеспечить экономическую отдачу от их использования От незрелых специалистов или специалистов-исполнителей с ограниченным профессиональным кругозором сложно получить желаемый результат Причина заключается в том, что обучение производится по интенсивным программам Такие специалисты могут усвоить новые знания в основном лишь на первом уровне – узнавания Освоение новой информации на рабочем, а тем более на творческом уровне для них непосильная задача Опытные творческие специалисты или руководители функциональных подразделений способны не только быстро воспринять новые идеи, концепции и рекомендации, но и с большим коэффициентом полезного действия довести их до использования при решении проблем предприятия. Накопленные профессиональные знания и опыт позволяют им воспринять суть новых новаций, оценить их прагматическое значение, а знание корпоративной культуры и коммуникаций – обеспечить их практическое применение Предприятия и обучающие организации должны создать такие условия, при которых обучаемый будет стремиться реализовать свой профессиональный и деловой потенциал. Следовательно, необходима соответствующая мотивация и делопроизводство

Специалисты, направляемые на повышение квалификации в сторонние организации, должны быть способны передать полученные знания коллегам В случае участия специалиста в корпоративном обучении персонала ему необходимы условия для полноценной дидактической подготовки групповых занятий, требующей не менее 10 ч на один час аудиторной работы. При этом должны быть соблюдены этические и юридические ограничения в использовании информации, предоставленной обучающей организацией

Выводы. Для оперативной адаптации к изменениям внутренней и внешней среды металлургические предприятия нуждаются в повышении квалификации специалистов в сторонних организациях Обучение должно не только расширять кругозор и общее развитие специалистов, но и компенсировать затраты Повышение результативности обучения может быть достигнуто за счет следующих составляющих. направления на обучение в сторонние организации опытных специалистов, разработки ими непосредственно на учебных занятиях планов работы по рекомендуемым мероприятиям; оперативного делопроизводства на предприятии по предложенным планам работы, включения сообщений специалистов, повысивших квалификацию в сторонних организациях, в корпоративное обучение персонала предприятия

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Всероссийский каталог краткосрочных образовательных программ *семинары, конференции, стажировки* – М *Международный центр* финансово-экономического развития, 2003 – 80 с
2. К р ю к о в а Е // Служба кадров 2002 № 12 С 87–90
3. Б а з а р о в а Г // Управление персоналом 2003 № 4 С 7–11
4. З а в я з к и н В // Металлоснабжение и сбыт 2003 №3 С 90–106

ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат" Поступила 19 сентября 2003 г

ПРОМЫШЛЕННАЯ ЭКОЛОГИЯ

УДК 669 046 66 762 11 022 66

© 2004 г. М.В. Луханин, С.И. Павленко, Е.Г. Аввакумов

РОЛЬ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ СМЕСИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗ ВТОРИЧНЫХ МИНЕРАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ ОГНЕУПОРНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ МУЛЛИТА И КАРБИДА КРЕМНИЯ[1]

Огнеупорная керамика на основе муллита широко используется в самых разных отраслях промышленности в качестве теплоизоляционного материала, имеющего высокие прочностные характеристики [1]. Целью настоящего исследования было изучение возможностей получения муллитовой керамики из отходных материалов, используя их механическую активацию и последующую термическую обработку

Исходными компонентами для изготовления муллитовой керамики служили огнеупорная глина вскрышных пород Изыхского угольного разреза, отходы Юргинского абразивного завода в виде продукта высокоглиноземистого и отходы Волжского абразивного завода в виде карбида кремния По данным рентгенофазового анализа, основными компонентами огнеупорной глины и продукта высокоглиноземистого являются соответственно каолин и глинозем с небольшим количеством других примесей [2], а в карбиде кремния в пределах точности используемого метода анализа примесных фаз не обнаружено.

Для получения муллита смесь из огнеупорной глины и глинозема, причем количество каждого компонента в смеси соответствует стехиометрическому составу муллита, подвергали механотермической активации в планетарных мельницах периодического действия и проточного типа, разработанных в Институте химии твердого тела и механохимии СО РАН [3].

Даже кратковременная (в течение 5 мин) активация смеси в малопроизводительных мельницах планетарного типа марок АГО-2 и АГО-3 существенно ускоряет синтез муллита по сравнению с синтезом его из неактивированной смеси На спектрах неактивированной смеси присутствуют линии всех исходных компонентов Рентгенофазовый анализ активированной смеси не показал наличия всех линий, присутствующих в спектрах исходной смеси, интенсивность оставшихся линий ниже интенсивности соответствующих линий в спектрах исходной смеси.

В дальнейшем для исследования использовали полупромышленные мельницы типа MICROS проточного действия Пульверизация и диспергация частиц в таком агрегате происходит за счет совместного действия на частицы центробежных сил вращающихся на валах колец и сил трения, действующих на частицы при их прохождении между кольцом и стенкой кожуха. Все элементы конструкции мельницы при необходимости легко сменить, обслуживание агрегата не представляет сложности, кожух снабжен системой охлаждения [4] Производительность, скорость и степень помола частиц в агрегате достаточны для использования его с целью промышленной реализации предлагаемого способа получения муллита

Проведенные температурные исследования показали, что синтез муллита протекает в интервале температур от 1200 до 1400 °С (рис. 1).

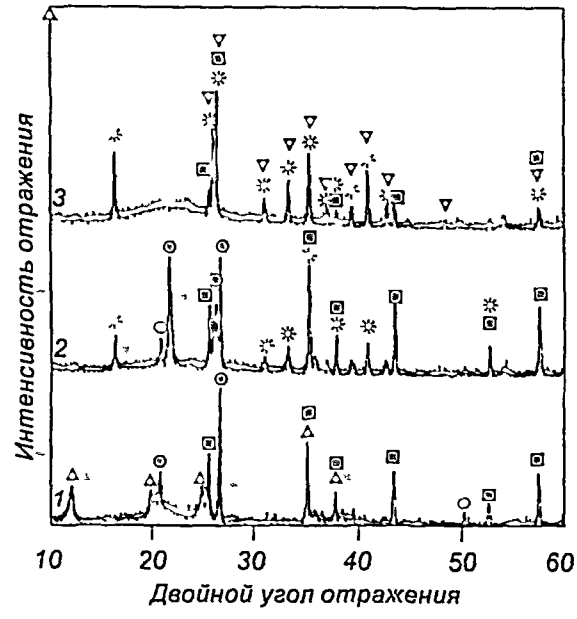


Рис 1 Дифрактограммы активированных в мельнице непрерывного проточного действия смесей из огнеупорной глины и продукта высокоглиноземистого исходной (*1*), а также подвергнутой нагреву с двухчасовой выдержкой при 1200 °С (*2*) и при 1400 °С (*3*)
▽ – $Al_6Si_2O_{13}$, ⊡ – Al_2O_3, * – Al_2SiO_5, ○ – SiO_2, Δ – $Al_2Si_2O_5(OH)_4$

Чтобы получить композиционный огнеупорный материал муллит–карбид кремния, в смесь огнеупорной глины и продукта высокоглиноземистого перед их активаци-

[1]Работа проведена при финансовой поддержке Минобразования РФ по теме "Разработка концепции создания новых композиционных огнестойких бетонов и масс из вторичных минеральных ресурсов с использованием механохимии"

ей добавляли от 25 до 50 % SiC. Из полученного активацией композиционного огнеупорного материала прессовали пластинки (таблетки), подвергали их термической обработке при разных температурах и анализу на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М (рис 2). Затем по стандартным методикам определяли прочность керамических

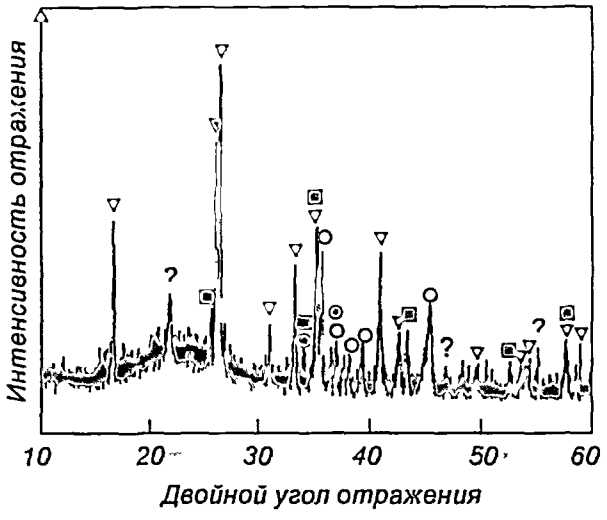


Рис 2 Дифрактограмма синтезированного при 1400 °С композиционного материала муллит – 25 % SiC
○ – SiC, ? – неидентифицированные фазы Остальные обозначения те ·е, что и на рис 1

образцов на изгиб ($\sigma_{изг}$) и сжатие ($\sigma_{сж}$). Механическая прочность синтезированного при 1400 °С материала характеризуется следующими данными

Механическая характеристика	$\sigma_{изг}$, МПа	$\sigma_{сж}$, МПа
Значение характеристики		
для муллита без добавок	18	99
для муллита с 25 % SiC	43	311
для муллита с 50 % SiC	26	184

Из приведенных данных видно, что полученный из отходов разных производств композиционный материал обладает достаточно высокими прочностными характеристиками, это позволяет рекомендовать его получение в промышленных масштабах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ИХТИМС СО РАН – народному хозяйству Реферативный сборник научных трудов – Новосибирск изд ИХТИМС СО РАН, 1982 – 152 с
2. Луханин МВ, Павленко СИ, Аввакумов ЕГ // Огнеупоры и техническая керамика 2003 № 6 С 39–42
3. Avvakumov EG, Senna M, Kosova NW Soft Mechanochemical Synthesis a Basis for New Chemical Technologies The Netherlands, Hardbound Kluwer Academic Publishers, 2001 – 216 p
4 Тулеев АГ Кунагин НМ, Павленко СИ, Аввакумов ЕГ – В кн Труды региональной конференции, г Новокузнецк 9–11 октября 2003 г – Новокузнецк изд РИО НФИ КемГУ, 2003 С 59–63

Сибирский государственный индустриальный университет (г Новокузнецк) Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН (г Новосибирск) Поступила 23 февраля 2004 г

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

УДК 669 18

© 2004 г. Н.М. Кулагин, О.И. Нохрина, И.Д. Рожихина

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ САМОРАССЫПАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ ДЛЯ РАСКИСЛЕНИЯ И ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ[1]

Марганцевые руды России являются в основном карбонатными и оксидными, в них содержится менее 30 % марганца и 17–28 % кремнезема Содержание фосфора в них также высокое и составляет 0,24–0,30 % Прямой плавкой из этих руд практически невозможно получить стандартные сплавы ферромарганца и силикомарганца, целесообразна разработка новых нетрадиционных методов использования этих руд для получения из них материалов хорошего качества, а также таких методов, которые обеспечивают заметное повышение извлечения марганца при плавке традиционным углетермическим способом Нами был разработан состав смесей для прямого легирования марганцем с использованием в качестве восстановителя кремния саморассыпающихся комплексных сплавов, полученных из бедного марганцевого сырья углетермическим процессом

Сплав с содержанием 40–45 % Si и 15–30 % Mn получали непрерывным процессом в лабораторной печи мощностью 100 кВА на шихте, навеска которой состояла из 8 кг кварцита, 6 кг карбонатной марганцевой руды (30,5 % Mn, 8 % SiO_2; 10 % CaO; 1,0 Al_2O_3; 5,6 % Fe), 2,2–2,3 кг железной стружки и 5,8–6,3 кг сухого кокса Выпуск осуществляли через каждый час работы печи Сплав первого выпуска содержал кремния примерно 25 %, четвертого выпуска – примерно 45 %, содержание марганца при этом колебалось от 15 до 25 % Усредненный состав выплавленного металла был следующим 22,17 % Mn и 42,55 % Si Извлечение марганца в сплав колебалось в пределах от 85 до 90 %

Оптимальный расход сырой марганцевой руды на плавку ферросилиция с марганцем составляет 30–50 % от общей массы навески, при меньшем, чем 30 %, расходе руды содержание марганца в сплаве становится ниже 15 %, что затрудняет использование для выплавки стали брикетов с отношением в них содержания марганца к содержанию кремния, превышающим 2–3. При большем 50 % расходе руды затрудняется плавка ферросилиция, растут потери марганца испарением.

Сплавы всех выпусков через 7–8 суток теряли прочность, примерно 85 % сплавов рассыпалось и превращалось в порошок, причем более 80 % частиц рассыпавшегося сплава имели размеры менее 1 мм Такой порошок и использовался для изготовления смесей для прямого легирования стали марганцем

Смеси готовили следующим образом: карбонатную марганцевую руду, обожженную при температуре 900–1000 °С, восстановитель и флюс смешивали в определенном соотношении, добавляли связующее (жидкое стекло) и еще раз тщательно перемешивали. Из подготовленной шихты на гидравлическом брикет-прессе получали брикеты размером 20×50 мм и проплавляли их в печи Таммана при температуре 1600 °С Полученный металл и шлак анализировали. Экспериментально подобранное оптимальное соотношение в смеси саморассыпающегося сплава марки ФС45Мн25, обожженной карбонатной марганцевой руды (42,62 % Mn) и доломита составляло 1 0,8 0,3 Извлечение марганца составило 89–91 %, а полученный металл содержал 51,8–52,7 % Mn и 24,1–24,8 % Si

Брикеты такого состава были использованы для раскисления и легирования стали, выплавляемой в индукционной печи вместимостью 30 кг Расплавленный металл при температуре 1600 °С выпускали в ковш, на дно которого предварительно были загружены брикеты Через 2 мин после заполнения ковша сталь разливали в слитки массой примерно 15 кг За время выпуска экзотермическая реакция горения брикетов полностью заканчивалась Пробы металла отбирали из печи перед выпуском, а также из донной и головной частей слитка Результаты двух серий экспериментов приведены ниже

Содержание в стали, %			
Mn	Si	Mn	Si
серия I		серия II	
0,21 / 0,69	0,27 / 0,43	0,23 / 0,75	0,35 / 0,50
90,0*	64,5*	88,8*	65,4*

Примечание Числитель и знаменатель – содержание в стали элементов до легирования и после него Звездочкой помечены цифры извлечения элементов из брикетов

Использование выплавленного предложенным способом сплава в качестве компонента смеси для прямого легирования позволяет повысить в ней соотношение марганца и кремния и расширить возможность использова-

[1]Работа выполнена по программе Министерства образования РФ "Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям"

ния таких смесей при выплавке углеродистых, низколегированных и большинства легированных марок сталей С другой стороны, при описанном выше режиме плавки ферросилиция обеспечивается очень высокое извлечение марганца, уменьшение расхода марганцевой руды, а следовательно, и уменьшение доли фосфора, вносимого в сталь при легировании, а также почти ликвидируются затраты на дробление восстановителя

Выводы. В результате разработанной схемы использования бедных марганцевых руд уменьшаются затраты руды и восстановителя на прямое легирование стали, повышается сквозное извлечение марганца и расширяется сортамент выплавляемых сталей

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 15 января 2004 г

УДК 669-419 621 791 13

© 2004 г. В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, Ю.П. Трыков

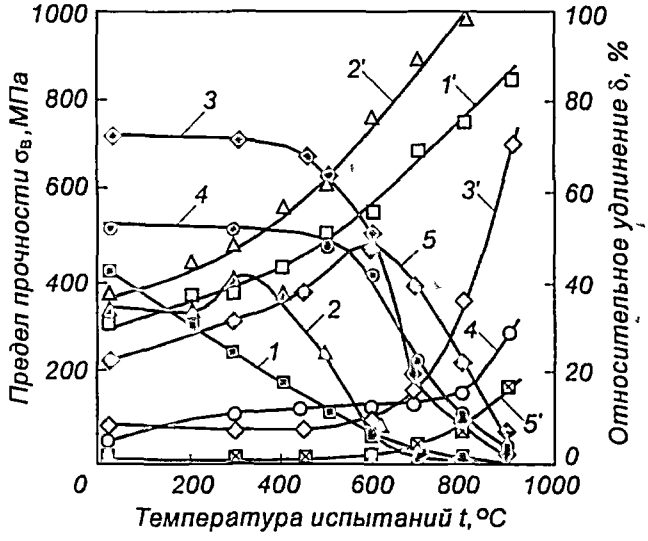
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНОГО ТИТАНО-СТАЛЬНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИТА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Комплексная технология изготовления жаропрочных композиционных материалов (КМ) системы титан–железо предусматривает [1, 2] изготовление методом сварки взрывом многослойных пакетов, их последующую горячую (700 °С) прокатку на нужную толщину и высокотемпературную термообработку (ВТО), обеспечивающую заданное объемное соотношение основных и интерметаллидных слоев Так как создание слоистых интерметаллидных композитов (СИК) представляет собой новое направление в материаловедении, для его развития необходимо проведение дальнейших комплексных исследований

Целью работы явилось изучение механических свойств КМ состава ВТ1-0 + 08кп + ВТ1-0 с различным объемным содержанием интерметаллидной прослойки $V_{инт}$ в диапазоне температур 20–900 °С

Толщина слоев КМ после горячей прокатки для титана ВТ1-0 и стали 08кп составляла 0,42 и 0,34 мм соответственно Последующая ВТО во избежание окисления титана при нагреве КМ проводилась в вакуумной печи СВШЛ 0,6-2/16 по двум режимам 950 °С (4 ч) и 1000 °С (10 ч), что обеспечивало $V_{инт}$ = 8 и 70 % соответственно Металлографические исследования зоны соединения проводили на приборе ПМТ-3, а механические испытания – на установке АЛА-ТОО (ИМАШ 20-75) Нагрев образцов сечением 2×4 мм и расчетной длиной 40 мм осуществляли в вакууме 10^{-4}–10^{-5} мм рт ст. радиационным методом с помощью молибденового нагревателя Температура на рабочей части образца контролировалась с помощью трех платинородиевых термопар Нагружение образцов производили двумя подвижными захватами со скоростью 2 мм/мин

Результаты экспериментов показали (см рисунок), что при t = 20 °С трехслойный композит без ВТО ($V_{инт}$ = 0 %) обладает прочностью $\sigma_в$ = 740–750 МПа, что значительно превышает исходную прочность составляющих слоев композита (410 МПа для титана ВТ1-0 и 300 МПа для стали 08кп), при этом пластичность δ составляет 7–9 % (31 % для ВТ1-0 и 36 % для 08кп) Увеличение $V_{инт}$ после ВТО до 8 и 70 % приводит к уменьшению $\sigma_в$ (δ) до



Влияние температуры испытания на прочность $\sigma_в$ (*1*–*5*) и относительное удлинение δ (*1'*–*5'*) для материалов *1*, *1'* – ВТ1-0, *2*, *2'* – 08кп, *3*, *3'* – ВТ1-0 + 08кп + ВТ1-0 (СВ + горячая прокатка), *4*, *4'* – ВТ1-0 + 08кп + ВТ1-0 ($V_{инт}$ = 8 %), *5*, *5'* – ВТ1-0 + 08кп + ВТ1-0 ($V_{инт}$ = 70 %)

520–530 (4–5 %) и 210–215 МПа (0,2–0,7 %) соответственно

При t = 450 °С величина $\sigma_в$ КМ с $V_{инт}$ = 0 и 8 % снижается до 680–690 и 470–475 МПа соответственно..У КМ с $V_{инт}$ = 70 % с ростом t наблюдается стабильный рост $\sigma_в$ до 380–390 МПа (при 450 °С), достигая своего максимального значения при 600 °С (470 МПа), что больше $\sigma_в$ титана и стали в 6–7 раз (для образцов с $V_{инт}$ = 0 и 8 % значения $\sigma_в$ = 475–485 и 420–430 МПа соответственно) При этом δ (600 °С) составляет всего 2–3 % (δ = 9–10 % и 11–13 % для $V_{инт}$ = 0 и 8 % соответственно).

С ростом t до 800–900 °С общая тенденция снижения $\sigma_в$ и увеличения δ, выявленная при t = 450–700 °С, со-

храняется для всех композитов Так, при 800 °С (900 °С) для КМ с $V_{инт}$ = 0, 8 и 70 % $\sigma_в$ составляет 80–85 (23–27), 140–145 (55–60) и 210–215 (70–75) МПа, а δ = 37–38 (70–72), 15–16 (28–30) и 7–8 (17–19) % соответственно

Таким образом, проведенные высокотемпературные испытания показали, что механические свойства трехслойных СИК системы титан–железо в диапазоне рабочих температур 500–900 °С обладают жаропрочностью, превышающей в 3–9 раз жаропрочность исходных материалов

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков Ю П, Шморгун В Г, Гуревич Л М Деформация слоистых композитов Монография – Волгоград ВолгГТУ, 2001 – 242 с
2. Гульбин В Н, Трыков Ю П, Ярошенко А П, Еловенко А И Вопросы атомной науки и техники Сб статей – М Минатомэнергопром 1991 С 12–14

Волгоградский государственный технический университет Поступила 1 декабря 2003 г

УДК 669.041·001.573

© 2004 г. В.В. Бухмиров, С.А. Крупенников, С.В. Носова

РАСЧЕТ ПОКАЗАНИЙ КОНТРОЛИРУЮЩЕЙ ТЕРМОПАРЫ В ТОПЛИВНОЙ ПЕЧИ

Контроль температурного режима топливных печей обычно проводят по показаниям термопары, установленной в рабочем пространстве между нагреваемым материалом (металлом) и футеровкой печи Показания такой термопары соответствуют некоторой средней температуре рабочего пространства и зависят от его конфигурации, температуры продуктов сгорания топлива, температур поверхностей металла и футеровки, их радиационных характеристик и интенсивности конвективной теплоотдачи. Для учета этой зависимости необходимо в алгоритм определения температурных полей газа, кладки и металла добавить блок расчета температуры рабочего спая термопары.

Если модель внешнего теплообмена построена на основе упрощенного зонального метода [1, 2], термопара оказывается расположенной в одной из объемных зон (назовем ее расчетной объемной зоной), ограниченной условными абсолютно черными поверхностями (гранями) Часть граней отделяет данную объемную зону от смежных объемных зон, часть может соответствовать участкам внутренней поверхности кладки или тепловоспринимающей поверхности металла

Будем считать, что интенсивность движения продуктов сгорания в области расположения термопары невелика, так что потоком конвективной теплоотдачи от продуктов сгорания к поверхности термопары можно пренебречь по сравнению с потоком поглощенного излучения $Q_т^{погл}$. В этом случае, если температура термопары $T_т$ постоянна во времени или изменяется достаточно медленно (квазистационарное приближение),

$$Q_т^{соб} = Q_т^{погл}$$

или

$$\varepsilon_т \sigma_0 T_т^4 F_т = A_т Q_т^{пад},$$

где $Q_т^{соб}$ – поток собственного излучения поверхности термопары; $\varepsilon_т$, $A_т$ и $F_т$ – степень черноты, поглощательная способность и площадь этой поверхности; σ_0 – постоянная Стефана–Больцмана; $Q_т^{пад}$ – поток излучения, падающего на поверхность термопары со стороны всех остальных элементов рабочего пространства печи, т.е. с учетом зонального разбиения рабочего пространства – со стороны газа, заполняющего расчетную объемную зону $Q_{г\text{-}т}^{пад}$ и со стороны ограничивающих ее условных абсолютно черных поверхностей $Q_{п\text{-}т}^{пад}$. В сером приближении (при $A_т = \varepsilon_т$) получим обычное выражение для температуры серой адиабатной поверхности

$$T_т = \sqrt[4]{\frac{(Q_{г\text{-}т}^{пад} + Q_{п\text{-}т}^{пад})}{\sigma_0 F_т}}.$$

Для определения потоков $Q_{г\text{-}т}^{пад}$ и $Q_{п\text{-}т}^{пад}$ используем следующие выражения:

$$Q_{г\text{-}т}^{пад} = \bar{\varepsilon}_г \sigma_0 T_г^4 F_т;$$

$$Q_{п\text{-}т}^{пад} = Q_п^{соб} \psi_{п\text{-}т} = \sigma_0 \bar{T}_п^4 F_п \psi_{п\text{-}т},$$

где $T_г$ – температура газа; $\bar{\varepsilon}_г$ – средняя степень черноты газового объема для собственного излучения газа, падающего на поверхность термопары; $F_п$ – суммарная площадь поверхности, ограничивающей расчетную объемную зону; $\bar{T}_п$ – средняя температура этой поверхности; $\psi_{п\text{-}т} = (F_т/F_п)(1 - A_г)$ – обобщенный угловой коэффициент излучения с поверхности $F_п$ на поверхность термопары; $A_г$ – поглощательная способность газа для части излучения поверхности $F_п$, попадающей на поверхность термопары. Как показывают наши оценки, $\bar{\varepsilon}_г \approx (0{,}75 \pm 0{,}85)\varepsilon_г$,

где $\varepsilon_г$ – степень черноты газового объема для собственного излучения газа, покидающего расчетную объемную зону

Полагая (для серого газа), что $A_г = \bar{\varepsilon}_г$, получим формулу

$$T_т = \sqrt[4]{\bar{\varepsilon}_г T_г^4 + (1-\bar{\varepsilon}_г)T_п^4},$$

определяющую показания термопары в зависимости от условий теплообмена в рабочем пространстве печи

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бухмиров В В, Крупенников С А // Изв вуз Черная металлургия 1999 № 1 С 68–70
2. Бухмиров В В, Крупенников С А // Изв вуз Черная металлургия 1999 № 4 С 75 76

Московский государственный институт стали и сплавов Поступила 21 мая 2004 г

НОВЫЕ КНИГИ ИЗДАТЕЛЬСТВА МИСИС

Коллектив авторов под ред. Карабасова Ю.С.
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ
Научное издание 2002 ISBN 5–87623–114–2

Представлены результата научно-исследовательских работ, выполненных учеными высшей школы по программе "Новые материалы", в рамках научно-технической программы Минобразования Российской Федерации знотемповых РЭС принимает значение (1 а в другом (2, отличающиеся друг от друга в 24 и более раз, настроечный параметр, выбирие в основе многих металловедческих задач и в частности, в области материалов для микро- и наноэлектроники Описаны достижения по биосовместимым материалам и сплавам с памятью Большое внимание уделено композитам порошкам, функциональным покрытиям твердым сплавам и целой группе сталей и сплавов со специальными свойствами (сверхпроводящие сплавы, магнитные материалы и др), новым полимерным материалам Приводятся достижения по текстильным и кожевенным материалам улучшенного качества

Книга представляет большой интерес для студентов научных и инженерно-технических работников, специалистов занятых разработками и исследованиями новых материалов

Коллектив авторов. Отв. ред. Карабасов Ю С.
НАУЧНЫЕ ШКОЛЫ МИСИС – 75 ЛЕТ.
СТАНОВЛЕНИЕ И РАЗВИТИЕ
Научное издание 1997 ISBN 5–87623–036–7 (в пер)

В 1994 г Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет) отметил 75-летие с момента образования Сегодня МИСиС занимает ведущее место в отечественной и мировой науке о металлах материалах и технологиях В сборнике впервые публикуются глубокие научно-исторические обзоры, посвященные становлению и развитию научных и педагогических школ института по основным направлениям металлургии и материаловедения Включены также обобщающие работы по отдельным крупным проблемам и статьи по результатам некоторых исследований последних лет Для широкого круга читателей

Книги можно приобрести в МИСИС-Издательстве за наличный расчет или по безналичному расчету по предварительному заказу с обязательством последующей оплаты и точным указанием своего адреса и ИНН. При желании получить книги по почте – необходимо при заказе гарантировать оплату кроме стоимости книги также и почтовых расходов

Адрес: 119049 Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4
МИСИС-Издательство
Тел./факс (095) 230-45-31, тел (095) 230-44-06
e-mail Izdat@misis ru
Полный каталог книг с аннотациями в интернете: www misis ru/news/izdatelstvo

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ

К 70-ЛЕТИЮ ЭДУАРДА ВИКТОРОВИЧА КОЗЛОВА

29 сентября 2004 г. исполняется 70 лет со дня рождения Эдуарда Викторовича Козлова – доктора физико-математических наук (1985 г), профессора (1987 г), действительного члена МАН ВШ (1994 г), действительного члена Санкт-Петербургской академии наук по физике прочности (1995 г), заведующего кафедрой физики Томского государственного архитектурно-строительного университета (1967 г).

В 1957 г Эдуард Викторович окончил Ростовский государственный университет по специальности "Физика", в 1965 г – аспирантуру при Томском государственном университете по специальности "Физика твердого тела"

Э В Козлов является крупным ученым в области физики фазовых переходов, пластичности и прочности металлов и сплавов Со своими учениками и коллегами он экспериментально и теоретически исследовал закономерности фазовых переходов порядок – беспорядок и предпереходных явлений в металлах и сплавах, установил существование глубокой взаимосвязи субструктурных и фазовых превращений в сплавах и сталях, выявил закономерности формирования и эволюции дефектов, фазовых превращений, происходящих при этих воздействиях, сформулировал термодинамические концепции наблюдаемых явлений Его работы в области электростимулированной пластической деформации, выполненные с помощью электронной микроскопии, впервые позволили осознать сложность явления и определили направления дальнейших исследований физики и механики этого эффекта Эти экспериментальные работы создали условия не только углубленного понимания природы электропластичности, но и способствовали ее применению в практике металлургического производства В течение ряда лет в лабораториях кафедры под руководством профессора Э В Козлова проводились ответственные исследования по заданиям оборонных министерств, выполнялся большой цикл работ для нефтегазодобывающих предприятий РФ, в том числе для Томской области

В последнее десятилетие большое внимание научного коллектива кафедры физики уделяется разработке высокопрочных новых материалов и физическому обоснованию новейших технологий К ним относятся ультрадисперсные среды, сплавы с субмикронным размером зерна, легированные азотом аустенитные стали, ионная имплантация, СВЧ и токовое воздействие и др

Под руководством Э. В Козлова на кафедре выполнены и выполняются в настоящее время прикладные исследования для ведущих металлургических предприятий страны, а сама кафедра физики превратилась в развитый учебно-научный центр Профессор Э. В. Козлов создал при кафедре физики научную лабораторию, которая оснащена современным оборудованием, позволяющим проводить всесторонние исследования структуры и физико-механических свойств металлов, сплавов, сталей, керамик

Профессор Э В Козлов на высоком профессиональном уровне читает лекции студентам, аспирантам, научным сотрудникам, ведет активную работу по повышению квалификации преподавателей кафедры. В 2000–2001 гг кафедра физики подготовила и издала 3-томный курс лекций по общей физике На кафедре внедряются новые прогрессивные методы обучения с компьютерным обеспечением Возглавляемая им кафедра является признанным центром металловедческой и металлофизической науки в России

Э В Козлов опубликовал 12 монографий, в том числе одну в США (1996 г), 485 научных статей Он подготовил 40 кандидатов и более 10 докторов наук. Э В Козлов создал научную школу, работы которой имеют международное научное признание Ученики Эдуарда Викторовича работают в вузах и научных учреждениях Томска, Новокузнецка и других городах нашей страны Э В Козлов является членом Координационных Советов и диссертационных Советов по присуждению ученых степеней докторов и кандидатов наук По поручению Советов он оппонирует кандидатские и докторские диссертации во многих городах нашей страны, а в течение последних восьми лет является заместителем председателя Межгосударственного Совета СНГ по физике прочности и пластичности материалов Э В Козлов обладает уникальной энциклопедичностью знаний в самых разных областях Его приглашают для чтения лекций по современным проб-

лемам физики твердого тела на научные конференции и в вузы других городов По приглашениям крупных ученых Великобритании, США, Китая он выступал с лекциями в ведущих зарубежных университетах В 1999–2001 гг вместе с коллегами из Великобритании и России он являлся соруководителем Международного научного проекта Европейского фонда INTAS Эдуард Викторович имеет большой авторитет среди студентов, коллег по работе и ученых в нашей стране и за рубежом. Он постоянно консультирует представителей разных научных организаций и промышленных предприятий по различным проблемам металловедения и физики твердого тела и публикуется на страницах настоящего журнала

С 1995 г Э В Козлов – академик-секретарь секции естественных наук Сибирского отделения МАН ВШ Профессор Э В Козлов член редакционных коллегий нескольких научных журналов, в том числе с 2000 г – международного журнала "Успехи физики металлов" Ежегодно он входит в оргкомитеты ведущих российских и международных конференций Э В Козлов был стипендиатом "Нефтеэнергобанка" в 1996 г и компании "Юкос" в 2000 г Научная и педагогическая деятельность профессора Э В. Козлова отмечена двумя правительственными наградами

Свой юбилейный день рождения Эдуард Викторович встречает в расцвете своего таланта

Ученики, коллеги и друзья из Сибирского государственного индустриального университета сердечно поздравляют Эдуарда Викторовича с 70-летним юбилеем и желают доброго здоровья, счастья, уверенности в завтрашнем дне и новых крупных научных успехов

В Е Громов
В Я Целлермаер
О В Соснин
С В Коновалов
В В Коваленко

К 70-ЛЕТИЮ ЮЛИАНА СЕМЕНОВИЧА ЮСФИНА

Исполнилось 70 лет со дня рождения заведующему кафедрой руднотермических процессов Московского государственного института стали и сплавов (технологического университета), профессору, доктору технических наук Юлиану Семеновичу Юсфину

Ю. С. Юсфин является ближайшим учеником известного ученого-металлурга профессора А. Н Похвистнева От своего учителя он унаследовал интерес к изучению различных вопросов подготовки руд к плавке, производства чугуна и внедоменного получения железа Широкий спектр интересов, богатая научная эрудиция, хорошая фундаментальная подготовка позволили Ю С Юсфину добиться крупных научных успехов Его работы по исследованию твердофазных процессов (твердофазные химические реакции, спекание дисперсных железорудных материалов, вторичное окисление свежевосстановленного железа, низкотемпературное науглероживание) по своему значению далеко выходят за рамки металлургии

Большое значение имеют исследования Ю. С. Юсфина в области механизма и кинетики восстановления Развивая представления К. К Шкодина о роли диффузионных процессов, Ю. С. Юсфин показал, что при достижении степени восстановления величины 40–50 % лимитирующей стадией реакции является уже не диффузия газа в порах, а твердофазная диффузия ионов через пленку свежевосстановленного железа

Ю. С Юсфин одним из первых в металлургии применил для объяснения экспериментальных результатов подходы, основанные на неравновесной термодинамике Подобная процедура помогла, в частности, объяснить факт восстановления монооксида марганца газообразным восстановителем

Для Ю С Юсфина характерна тесная увязка теоретических исследований с решением практических задач. Разработанная Ю. С. Юсфиным теория высокотемпературного упрочнения железорудных окатышей ныне является общепризнанной. На ее основе разрабатываются температурно-тепловые режимы обжига окатышей на большинстве фабрик окомкования.

На многих фабриках успешно применяются забалансовые бедные железные руды, заменяющие связующее. Впервые эти предложения были подготовлены в МИСиС под руководством Ю.С. Юсфина

В последние годы юбиляр активно изучает проблемы взаимоотношения между металлургией и окружающей средой. При его участии проведены широкие исследования техногенных месторождений, исследованы элементопотоки на металлургическом предприятии, им разработаны принципы и сделан первый в нашей стране расчет экобаланса

Ю. С. Юсфин является высококвалифицированным преподавателем, автором и разработчиком большого количества учебно-методических документов. Им впервые в нашей стране подготовлены учебные дисциплины "Экология металлургического производства", "Высокие технологии в металлургии", "Инженерные расчеты в металлургии чугуна", разработаны новые лабораторные работы. Ю. С. Юсфин – автор 7 учебников для вузов, в том числе впервые изданных в нашей стране учебника по внедоменным методам производства чугуна и железа "Новые процессы получения металла" и учебника "Промышленность и окружающая среда". На кафедре руднотермических процессов под руководством и при активном участии Ю С. Юсфина были опробованы новые методики обучения – применение телевидения в учебных курсах, решение на практических занятиях задач металлургического характера, стендовая организация лабораторных работ, издан один из первых задачников по металлургии чугуна

В 2000–2002 гг. по инициативе и при активном участии Ю. С Юсфина организованы новые научная и учебная специальности "Металлургия техногенных и вторичных ресурсов".

Им подготовлено более 300 инженеров-металлургов. Под руководством Ю. С. Юсфина защищено 39 кандидатских диссертаций, при его научной консультации – 3 докторских диссертации

Им опубликовано свыше 550 научных работ, в том числе 21 книга, из которых 7 учебников для вузов, и 110 патентов и авторских свидетельств на изобретение. Свыше 40 работ, в том числе 4 книги, изданы за рубежом

Ю. С. Юсфин ведет большую общественно-научную деятельность, являясь членом экспертного совета по металлургии и металловедению ВАК России, членом ряда ученых и диссертационных советов, редколлегий журналов

Ю. С. Юсфин удостоен почетного звания "Заслуженный деятель науки Российской Федерации", избран действительным членом Российской инженерной академии, Российской академии естественных наук, Нью-Йоркской академии наук

В течение почти 20 лет Ю. С Юсфин является членом редколлегии журнала "Известия высших учебных заведений. Черная металлургия", он заинтересованно и творчески относится к обязанностям члена редколлегии

Редакция журнала "Известия вузов. Черная металлургия" сердечно поздравляет юбиляра с 70-летием, желает ему здоровья, новых успехов в работе и надеется на длительное дальнейшее сотрудничество.

ПОДБОРКА СТАТЕЙ, ПОСВЯЩЕННЫХ 70-ЛЕТИЮ Э.В. КОЗЛОВА

УДК 669 046·621 787

© 2004 г. В.П. Багмутов, С.Н. Паршев

ИНТЕГРИРОВАННАЯ КОНЦЕПЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Электромеханическая обработка объединяет ряд технологических методов модификации поверхностного слоя, при которых в качестве высококонцентрированного источника преобразуемой в джоулево тепло энергии используется электрический ток, проходящий через зону контакта деформирующего электрод-инструмента с упрочняемой поверхностью [1] По сравнению с другими высокоэнергетическими методами обработки электромеханическая имеет ряд преимуществ, заключающихся в возможности в широких пределах изменять силовые и тепловые параметры воздействия на обрабатываемую поверхность, получая необходимые структуру и свойства поверхностного слоя в сочетании с требуемыми в конкретных условиях эксплуатации изделия макро- и микрогеометрией поверхности [2] Однако последнее затруднено из-за многообразия факторов, имеющих место на этапах, предшествующих электромеханической обработке, а также следующих за ней (технологические и эксплуатационные воздействия – вид и интенсивность деформирующего и температурного воздействия, характер и вид используемой дополнительной энергии, химический состав материала, его исходная структура и др) и влияющих на процесс формирования поверхностного слоя, а также на его физико-механические свойства В этой связи актуальной как с научной, так и с практической точек зрения является разработка интегрированной концепции формирования поверхностного слоя стальных изделий, создание на ее основе новых и совершенствование существующих технологических методов электромеханической обработки

В большинстве случаев применение того или иного метода поверхностного упрочнения, основанного на использовании высококонцентрированных источников энергии, в том числе и электромеханической обработки, осуществляется как дополнение к стандартному технологическому процессу изготовления изделия без существенных изменений этого процесса Это весьма затрудняет получение высокоэффективных результатов упрочнения, а в ряде случаев может привести к отрицательным последствиям, что незаслуженно дискредитирует сам метод упрочняющей обработки. Предлагаемая нами интегрированная концепция поверхностного упрочнения изделий электромеханическим воздействием предполагает рассматривать упрочняющую обработку в едином комплексе конструкторско-технологической подготовки, начиная от выбора материала с учетом его склонности к формированию структуры поверхностного слоя с физико-механическими свойствами, отвечающими конкретным условиям работы изделия в конструкции, с обоснованием конкретного метода и конструктивно-технологических параметров упрочняющей обработки, и кончая оценкой стабильности служебных свойств материала и изделия при последующих технологических и эксплуатационных воздействиях

Обобщая результаты проведенных исследований, а также многочисленных литературных данных, можно провести классификацию процессов электромеханической обработки (ЭМО) в зависимости от энергетических и технологических параметров

- электромеханическое сглаживание (ЭМС) – преимущественно горячее пластическое деформирование микронеровностей с целью достижения минимальной шероховатости, имеющее при этом место некоторое упрочнение поверхностного слоя носит преимущественно деформационный характер;
- электромеханическое упрочнение (ЭМУ) – повышение прочностных свойств поверхностного слоя; ЭМУ может быть высокотемпературным (ВТЭМУ), когда температура в зоне контакта деформирующего электрод-инструмента превышает температуру мартенситного превращения и на поверхности формируется структура белого слоя, и низкотемпературным (НТЭМУ), когда температура в зоне контакта не достигает температуры мартенситного превращения и на поверхности формируется горячедеформированная структура;
- электромеханическое восстановление (ЭМВ) – изменение размеров обрабатываемой поверхности за счет горячей пластической деформации или использования добавочного металла;
- электромеханический отпуск (ЭМОт) – когда при взаимодействии электрод-инструмента с предварительно закаленной сталью имеет место локальный вторичный отпуск поверхностного слоя со снижением его прочностных и повышением пластических свойств;
- импульсное электромеханическое упрочнение (ИЭМУ) – разновидность высокотемпературного электромеханического упрочнения, когда под действием импульсов электрического тока на поверхности формируется регулярная структура, состоящая из отдельных фрагментов

белого слоя; чередующихся с неупрочненными зонами, или зонами вторичного отпуска [3, 4].

На рис 1 представлена блок-схема основных этапов инженерной подготовки процесса изготовления стальных изделий с применением электромеханической обработки Здесь и далее рассматриваются стальные и чугунные детали, для которых служебные свойства в первую очередь определяются триботехническими характеристиками, контактной выносливостью и усталостной прочностью. Реализация всех пяти основных этапов с учетом результатов проведенных нами исследований и обобщения полученных другими авторами данных позволяет решить задачу наиболее эффективного использования процессов электромеханической обработки для повышения эксплуатационной надежности и долговечности изделий

На информационно-подготовительном этапе *1* на основании анализа условий эксплуатации и характера действующих нагрузок определяются основные требования, предъявляемые к качеству поверхностного слоя как к комплексу свойств, необходимых для обеспечения требований надежности и долговечности данного изделия На конструктивно-технологическом этапе *2* производится выбор материала изделия, видов предшествующих механических и термических обработок с учетом обеспечения общей конструктивной прочности и несущей способности, требований к точности и шероховатости с учетом применения одного из видов электромеханической обработки На инженерно-аналитическом этапе *3* на основании имеющихся данных осуществляется выбор конкретной технологии электромеханической обработки, включающий обоснование конкретного вида и технологической схемы такой обработки, материала и геометрии электрод-инструмента, а также расчет технологических режимов На этапе *4* производится оценка влияния последующих технологических и эксплуатационных воздействий на качество поверхностного слоя и детали в целом при осуществлении процессов комбинированного упрочнения На этапе *5* на основании анализа результатов лабо-

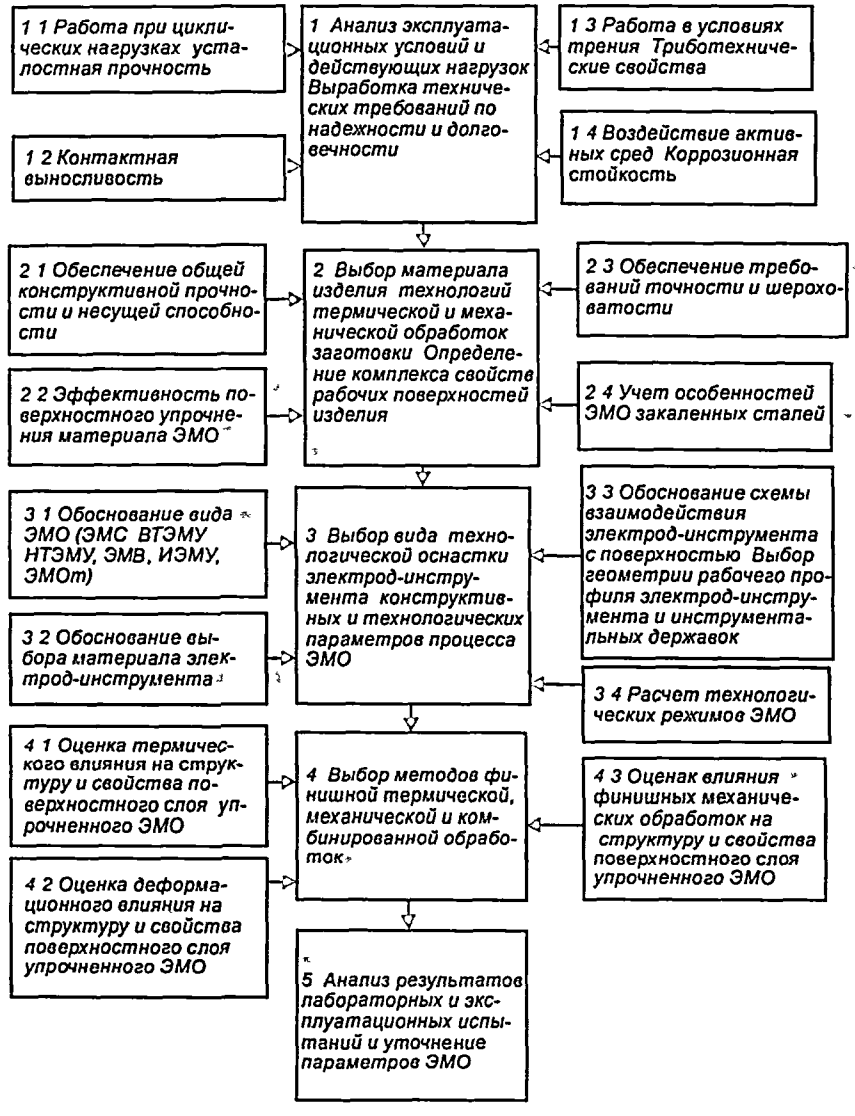


Рис 1 Схема инженерной подготовки процесса изготовления стальных изделий с применением электромеханической обработки в рамках единой концепции формирования структуры и свойств материалов

раторных и производственных испытаний производятся необходимые уточнения в выборе конструктивно-технологических параметров электромеханической обработки и осуществляется их оптимизация

Ниже эффективность предложенной структуры инженерной подготовки процесса показана на примерах разработки и реализации ряда технологических процессов электромеханической обработки

Импульсное электромеханическое упрочнение рабочей поверхности работающего в условиях граничного трения стакана подшипника трактора (сталь 45) позволило не только в 2,5–3 раза повысить износостойкость поверхности, что следует из результатов стендовых испытаний (рис 2), но и исключить как нецелесообразную термическую обработку (улучшение) заготовки, что существенно повысило результаты ее механической обработки и снизило затраты на режущий инструмент, такое же упрочнение оси сателлита трактора, работающей в качестве внутреннего кольца игольчатого подшипника в условиях трения качения, позволило в 1,5–2 раза повысить контактную выносливость по сравнению со значением этого параметра после нитроцементации оси

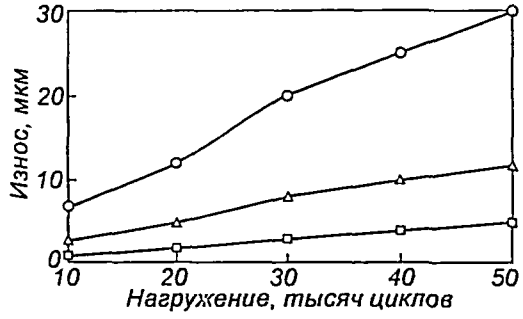


Рис 2 Износостойкость в условиях граничного трения стали 45 ○ – нормализованной Δ и □ – подвергнутой действию тока высокой частоты и импульсному электромеханическому упрочнению

Высокотемпературное и импульсное электромеханические упрочнения шеек валов работающего при абразивно-масляном и граничном трении прокатного оборудования повысило его износостойкость в 3–5 раз по сравнению с износостойкостью неупрочненных валов Как видно из рис 3, комбинированное упрочнение электромеханическим отпуском с поверхностным пластическим деформированием впадин упорной резьбы деталей малогабаритных прессов высокого давления существенно снизило влияние концентратора напряжений и увеличило усталостную прочность закаленной стали ДИ-57 [5].

По данным промышленных испытаний высокотемпературное электромеханическое упрочнение режущих кромок ножей обрабатывающих машин кожевенно-меховой промышленности повысило их режущую стойкость в 5–6 раз (рис 4) по сравнению со стойкостью после объемной закалки [6].

Выводы. Предложена интегрированная концепция инженерной подготовки и реализации процессов электромеханической обработки стальных и чугунных изделий, работающих в различных условиях эксплуатации На примере такой обработки ряда изделий показана эффективность применения разработанного подхода к решению задач повышения эксплуатационной надежности и долговечности изделий

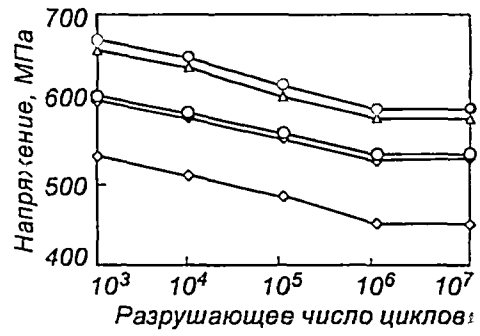


Рис 3 Кривые усталости образцов из стали ДИ-57с концентратором напряжений
◊ – исходной Δ ◊ и ○ – подвергнутой комбинированному упрочнению электромеханической обработке и поверхностному пластическому деформированию ○ – гладкий образец

Рис 4 Износ режущей кромки ножа, подвергнутой закалке (◊) и электромеханической обработке (□)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Аскинази БМ Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой – М Машиностроение, 1989 – 197 с
2. Электромеханическая обработка / В П Багмутов С Н Паршев, Н Г Дудкина, И Н Захаров – Новосибирск Наука, 2003 – 320 с
3. Маловечко ГВ, Паршев СН, Дудкина НГ // Вестник машиностроения 1989 № 5 С 51–53
4. Багмутов ВП, Паршев СН // Вестник машиностроения 1996 №2 С 35–38
5. Багмутов ВП Паршев СН // Изв вуз Черная металлургия 1999 № 12 С 64–66
6. Паршев СН // Вестник машиностроения 1999 № 5 С 23–26

Волгоградский государственный технический университет Поступила 27 января 2004 г

УДК 669 15 539 24

© 2004 г. В.В. Коваленко, С.Г. Жулейкин, Н.А. Попова, Э.В. Козлов, В.Е. Громов

СТРУКТУРНЫЕ УРОВНИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Согласно современным представлениям, процесс пластической деформации твердых тел реализуется на нескольких взаимосвязанных структурных условиях [1, 2] Активно развиваемая физическая мезомеханика структурно-неоднородных сред позволяет в рамках этого подхода непротиворечиво анализировать процесс деформации от нулевых степеней до разрушения [2, 3]. Классификация иерархии структурных уровней холодной квазистатической пластической деформации сталей и сплавов приведена в работах [3–5] При пластической деформации сталей с перлитной структурой на разных масштабных уровнях [6, 7] происходят сложные структурно-фазовые превращения, приводящие к распаду части карбидной фазы и разрушению перлитных колоний Деформация цементитных прослоек приводит к одновременному протеканию дислокационного и диффузионного выносов атомов углерода из карбида железа Характер подобных изменений определяется многочисленными факторами, основными из которых являются схема и условия деформации В настоящей работе сделана попытка связать масштабные уровни пластической деформации стали 9Х2ФМ в условиях ударного нагружения со структурно-фазовыми превращениями

Исследования были выполнены на цилиндрических образцах диам 9,5 и длиной 23 мм на установке, имитирующей работу штампового оборудования, с усилием на ударник 300 Н при частоте нагружения один удар в минуту в течение 1 ч Методом просвечивающей электронной микроскопии исследовали зону ударного нагружения, середину образца и свободный торец, близкий по своим свойствам к исходному состоянию. Методика подготовки образцов и количественного измерения параметров структурно-фазовых состояний и дислокационных субструктур описаны в работах [8–10]

Ниже приведена классификация структурных уровней и подуровней исследованной в работе стали

Элемент структуры	Размер элемента в зоне образца		
	на свободном конце	в центральной части	в зоне ударного воздействия
	Микроуровень		
Точечные дефекты	0,2–0,3 нм	0,2–0,3 нм	0,2–0,3 нм
Дислокация	10 нм	10 нм	10 нм
Дислокационные сетки в α-фазе	Сотни нм	Сотни нм	Сотни нм
	Мезоуровень		
Фрагменты α-фазы в перлите	Нет	166 нм	100 нм
Фрагменты α-фазы в феррите	Нет	Нет	70 нм
Пластина цементита (ширина)	25 нм	22 нм	21 нм
Пластина α-фазы (ширина)	57 нм	49 нм	40 нм
	Уровень зерна		
Перлитные колонии совершенного перлита	24×17 мкм	18×11 мкм	16×8 мкм
дефектного перлита	11×8 мкм	16×10 мкм	24×12 мкм
Зерно феррита	12×4 мкм	12×4 мкм	12×4 мкм
Зерно перлита	40 мкм	40 мкм	40 мкм
	Макроуровень		
Группы зерен	Сотни мкм	Сотни мкм	Сотни мкм
Образец в целом	2,3 см	2 3 см	2,3 см

Примечание Приведены средние значения элементов структуры

Как видно, наиболее значимые процессы протекают на мезоуровне и на уровне зерна На микроскопическом структурном уровне отмечается интенсивное возрастание скалярной плотности дислокаций в α-фазе Увеличение плотности дислокаций до значений, примерно равных 10^{10} $см^{-2}$, подготавливает глубокие качественные изменения структуры перлита С уменьшением расстояний между отдельными дислокациями возрастают силы междислокационного взаимодействия

Особенность фрагментированной структуры перлита, реализуемой на мезоскопическом структурном уровне, заключается в наличии двух типов фрагментов – первичных и вторичных [11] При первичной фрагментации структура пластин цементита слегка искажена, а там, где пластины цементита разрушены пластической деформацией, наблюдаются вторичные фрагменты ‹Элементами анизотропной структуры перлита на мезоуровне являются промежутки α-фазы Они тоже фрагментированы, но их объемная доля невелика Поперечные размеры этих пластинчатых образований, как следует из выше приведенных данных, существенно меньше 100 нм, однако их продольные размеры практически совпадают с размером колоний пластинчатого перлита и составляют в зависимости от его совершенства единицы – десятки микрометров По мере приближения к зоне ударного нагружения их средние размеры уменьшаются Это означает, что разрушаются прежде всего крупные цементитные пластины Известно, что в крупных колониях расстояния между пластинами цементита и их ширина значительные Разрушение перлита начинается с самых крупных колоний Это подтверждается еще тем, что средний размер колоний совершенного перлита убывает, а несовершенного возрастает (данные следующего структурного уровня) Кроме

того, известно, что чем больше расстояние между пластинами цементита, тем меньше его сопротивление пластической деформации [11]. Поэтому перлитные колонии с большим межпластинчатым расстоянием будут деформироваться первыми, а значит и разрушаться быстрее

На структурном уровне зерна можно выделить совершенные перлитные колонии и колонии, в которых образовалось много дефектных мест По мере приближения к зоне ударного нагружения остается все меньше колоний совершенного перлита, а доля колоний с раздробленными пластинами цементита возрастает. Изменяются и размеры перлитных колоний, причем у совершенного перлита они уменьшаются, а у несовершенного возрастают Это подтверждает то, что разрушение перлита начинается с крупных колоний При этом размеры зерен пластинчатого перлита, как и феррита, остаются неизменными (см. вышеприведенные данные).

Выводы. Установлены качественные и количественные изменения структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры на разных структурных уровнях перлитной стали 9Х2ФМ при ударном нагружении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панин ВЕ, Лихачев ВА, Гриняев ЮВ Структурные уровни деформации твердых тел – Новосибирск Наука, 1985 – 229 с
2. Панин ВЕ, Гриняев ЮВ, Елсукова ТФ и др // Изв вуз Физика 1982 №6 С 5–27
3. Конева НА, Козлов ЭВ – В кн Структурные уровни пластической деформации и разрушения – Новосибирск Наука, 1990 С 123–186
4. Панин ВЕ // Физическая мезомеханика 2000 Т 3 №6 С 5–36
5. Конева НА, Козлов ЭВ // Изв вуз Физика. 1990 №2 С 89–106
6. Гриднев ВН, Гаврилюк ВГ // Металлофизика 1982 Т 4 №3 С 74–87
7. Михайлов СБ, Табачникова ТИ, Счастливцев ВМ и др // ФММ 2001 Т 91 Вып 6 С 1005–1008
8. Ветер ВВ, Козлов ЭВ, Жулейкин СГ и др // Изв вуз Физика 2002 №3 (приложение) С 18–27
9. Салтыков СА Стереометрическая металлография – М Металлургия, 1976 – 271 с
10. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П Хирш, Р Хови, Р Николсон и др – М Мир, 1968 – 574 с
11. Ветер ВВ, Попова НА, Игнатенко ЛН, Козлов ЭВ // Изв вуз Черная металлургия 1994 №10 С 44–48
12. Тушинский ЛИ, Батаев АА, Тихомирова ЛБ Структура перлита и конструктивная прочность стали – Новосибирск Наука, 1993 – 280 с

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 15 июня 2003 г

УДК 669.71 539 382 2

© 2004 г. Б.М. Лебошкин, В.Я. Целлермаер, А.В. Громова, Ю.Ф. Иванов, Э.В .Козлов

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ И ОСАДКЕ

Решение проблемы управления пластичностью и прочностью металлических материалов и разработка на этой основе новых технологических процессов волочения и холодной штамповки в значительной степени связаны с пониманием физической природы деформации Анализ процесса пластической деформации должен включать сопоставление макрохарактеристик реального технологического процесса с эволюцией структуры и механических свойств, а также с данными модельных представлений. Подготовка поверхности подката, формоизменение материала волочением и холодной объемной штамповкой – это производственные процессы, для правильного ведения которых необходим учет всех технологических аспектов в формировании структуры и свойств проволоки и крепежных изделий Различного вида и степени интенсивные пластические деформации в ходе технологических процессов меняют зеренную структуру и фазовый состав материала, формируют различного типа дислокационные субструктуры, что существенно влияет на комплекс конечных свойств [1, 2] Поэтому изучение эволюции структуры и свойств материала, лежащее в основе разработки новых и совершенствования существующих технологий производства проволоки и крепежных изделий из углеродистых марок сталей, является актуальным и представляет научный и практический интерес [3].

Целью настоящей работы является установление закономерностей эволюции дислокационной структуры малоуглеродистых сталей в процессе различных видов холодной пластической деформации Исследования проводили на стали марки Ст2кп конвертерной выплавки, химический состав которой соответствовал требованиям ГОСТ 380–94 Слитки прокатывали на непрерывно-заготовочном стане 850/730/580 на заготовку квадрат 100× ×100 мм, а затем на проволочном стане 250 на катанку диам 6,5 мм Последнюю перед смоткой в бунты подвергали ускоренному охлаждению водой до температур 920, 840 и 760 °С После кислотного и механического удаления прокатной окалины катанку волочили с диам 6,5 мм на диам. 4,0 мм [4]. Далее проволоку подвергали технологическим испытаниям на осадку на 30–75 % в квазистатических условиях

Дислокационную структуру стали исследовали методом электронной дифракционной микроскопии на микроскопах ЭМ-125 и ЭМ-125к, последний снабжен гониометром Фольги для анализа методом просвечивающей электронной микроскопии готовили следующим образом тонкие пластинки вырезали из массивного образца методом электроискровой эрозии и утоняли стандартным способом. Особенно важным для карбидного анализа являлось применение метода экстрагирующих реплик Для идентификации фаз, присутствующих в материале, применялся дифракционный анализ с использованием методики исследования темнопольных изображений Изображения тонкой структуры материала были использованы для классификации структуры по морфологическим признакам, для определения размеров, объемной доли и мест локализации вторичных фаз и выделений, а также для нахождения скалярной $\langle\rho\rangle$ и избыточной $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций, амплитуды χ кривизны-кручения кристаллической решетки [5–8]

В катанке основной объем α-фазы занимает сетчатоячеистая субструктура, на долю фрагментированной приходится незначительный объем материала [3, 4] Процесс волочения сопровождается развитием фрагментации и завершается превращением "нефрагментированной" субструктуры во фрагментированную, уменьшением средних размеров фрагментов, ростом величины кривизны-кручения кристаллической решетки α-фазы, увеличением скалярной плотности дислокаций в ферритных прослойках перлитных зерен и уменьшением скалярной плотности дислокаций во фрагментированных ферритных зернах.

Процесс фрагментирования в основном обусловлен релаксацией дальнодействующих полей напряжений и самоорганизацией дислокационной субструктуры. При этом накапливается избыточная плотность дислокаций, которая переходит на границы фрагментов и обеспечивает рост разориентировок

После волочения фрагменты по степени анизотропии делятся на высоко- и среднеанизотропные; последние, в свою очередь, делятся на фрагменты с высокой и низкой плотностью дислокаций Деформация одноосным сжатием не приводит к смене типа дислокационной субструктуры. Каналы эволюции дефектной подсистемы обнаруживаются лишь при детальном количественном анализе структурно-фазового состояния материала В настоящей работе впервые детально измерены основные параметры фрагментированной структуры и установлен нелинейный ход ее эволюции (рис. 1). Установлено, что на фоне интенсивной аннигиляции дислокаций в стенках фрагментов имеет место выход на насыщение всех параметров, кроме плотности дислокаций в границах фрагментов и разориентировок в них Дислокационная подсистема переходит от накопления дислокаций к накоплению разориентировок

Получены данные о процессах самоорганизации в дислокационной субструктуре Основным признаком такого процесса является коррелированное изменение параметров дефектной подсистемы Найдены линейные корреляционные зависимости между скалярной плотностью дислокаций, средними размерами фрагментов и степенью очищения объема фрагментов от дислокаций в малоуглеродистой стали (рис. 2)

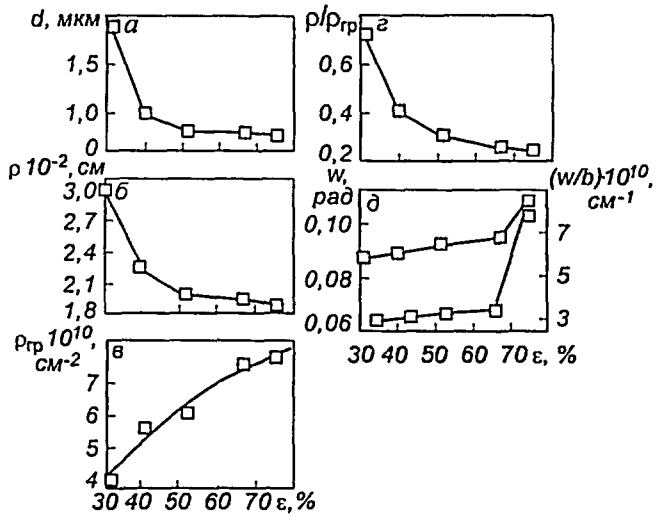


Рис 1 Зависимость от степени деформации ε средних размеров d фрагментов (*а*), средней скалярной плотности ρ расположенных во фрагментах дислокаций (*б*), плотности $\rho_{гр}$ дислокаций, сосредоточенных в субграницах фрагментов (*в*), степени $\rho/\rho_{гр}$ – дефектности объема фрагмента (*г*), угла w полной разориентации фрагментов и параметра w/b, характеризующего избыточную плотность дислокаций в границах фрагментов (*д*)

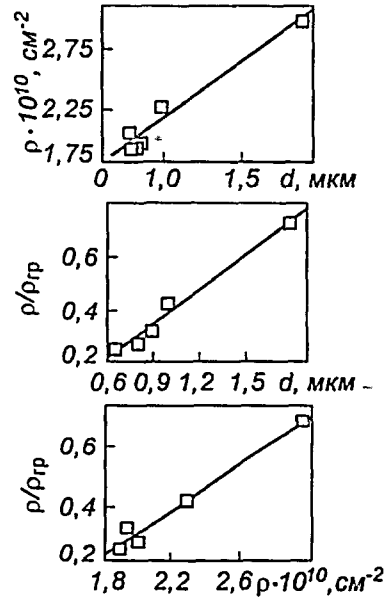


Рис 2 Корреляционные зависимости, связывающие между собой параметры фрагментированной субструктуры

Выводы. В условиях интенсивной пластической деформации после волочения и одноосного сжатия впервые

детально измерены основные параметры фрагментированной структуры и установлен нелинейный ход ее эволюции

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Базайкин ВИ Лебошкин БМ Громов ВЕ Анализ конечного формоизменения и напряжений в операциях обработки металлов давлением – М Недра комюникейшин 2000 – 190 с
2. Лебошкин БМ, Катунин АИ Чинокалов ВЯ и др // Изв вуз Черная металлургия 2000 № 10 С 59–62
3. Лебошкин БМ Иванов ЮФ Громов ВЕ и др // Изв вуз Черная металлургия 2002 №2 С 24–30
4. Попова НА Лебошкин БМ Иванов ЮФ и др // Изв вуз Черная металлургия 2001 №6 С 33–36
5. Эндрюс К, Дайсон Д Киовн С Электронограммы и их интерпретация – М Мир, 1971 – 256 с
6. Практические методы в электронной микроскопии / Под ред О М Глоэра – Л Машиностроение, 1980 – 375 с
7. Чернявский КС Стереология в металловедении – М Металлургия 1977 – 280 с
8. Утевский ЛМ Дифракционная электронная микроскопия в металловедении – М Металлургия 1973 – 584 с

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 19 сентября 2003 г

УДК 669 046·548 4 548 313

© 2004 г. М.Д. Старостенков, В.Г. Дудник, Е.А. Дудник, И.А. Демина

СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ВБЛИЗИ ТОЧЕЧНОГО ДЕФЕКТА ВНЕДРЕНИЯ В ДВУХМЕРНОМ КРИСТАЛЛЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al

Проблеме упрочнения поверхностного слоя материала путем создания комплексов внедренных атомов посредством ионной имплантации в последнее время уделяется большое внимание вследствие практической важности этого вопроса для современных наукоемких технологий Образование точечных дефектов внедрения связано с затратой больших энергий, что достигается только в процессах ионной имплантации

В настоящей работе исследуется структурно-энергетическое состояние вблизи точечных дефектов внедрения в двухмерном кристалле интерметаллида Ni_3Al, представленного гексагональной упаковкой атомов компонент сплава с порядком, соответствующим сверхструктуре $L1_2$ в плоскостях {111} Расчетный блок кристалла содержит 10^5 атомов, за пределами блока кристалл распространяется с помощью периодических граничных условий Взаимодействия между различными парами атомов задаются наборами потенциальных функций Морза вплоть до восьмого соседства, с параметрами, определенными в работе [1] Структурно-энергетическая трансформация двухмерного кристалла Ni_3Al исследуется методом молекулярной динамики В этом случае математическим аппаратом описания движения атомов служит система обыкновенных дифференциальных уравнений динамики Ньютона, для которой решается задача Коши В зависимости от температуры начальное распределение скоростей атомов задается подчиняющимся среднеквадратичному закону Несмотря на определенные упрощения полученные для двухмерного кристалла результаты могут быть распространены на объемные кристаллы, так как диффузионные процессы и процессы деформации распространяются вдоль плотноупакованных плоскостей Соответствующая плоскостям {111} упаковка отвечает подобному требованию, в определенных допущениях полученные результаты могут быть обобщены и распространены на объемные кристаллы [2] Кроме того, проблемы двухмерных кристаллов, наноматериалов в последнее время выделяются в отдельный круг важных для практического применения задач

В двухмерном кристалле интерметаллида Ni_3Al сверхструктуры $L1_2$ возможны четыре типа стартовых конфигураций точечных дефектов внедрения в центре междоузлия, в которых внедрен атом никеля (или атом алюминия), окруженный либо одним атомом алюминия и двумя атомами никеля, либо тремя атомами никеля С учетом того, что релаксации распределения смещений атомов вблизи точечного дефекта внедрения в центре междоузлия имеют радиальный характер, можно выделить три основных расходящихся направления вдоль атомных рядов (рис 1, *а*) Структура типа дефекта внедрения определяется треугольником соседей (три смещенных атома и три вакансии) атома, внедренного в центре междоузлия Энергия образования дефекта внедрения атома никеля оказалась равной 2,2 эВ, атома алюминия – 2,7 эВ,

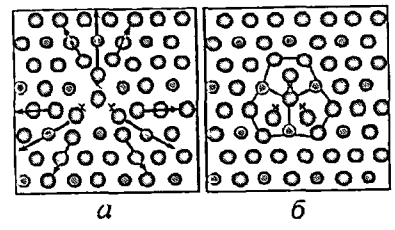


Рис 1 Схематическое изображение смещений атомов вблизи точечного дефекта внедрения
а – основные направления смещений, *б* – области локального нарушения симметрии решетки, в которых смещение атомов из узлов превышает 22 % от межатомного расстояния

динамическая релаксация значительно понижает энергию образования дефектов внедрения В результате релаксации вблизи точечных дефектов внедрения возникают локальные области с элементами точечной симметрии пятого некристаллического порядка (рис 1, *б*), состоящие из трех пятиугольников, состыкованных точечными дефектами внедрения Подобные области должны оказывать определенное влияние на физические и физико-механические свойства исследуемых материалов

Ранее методом молекулярной динамики исследовалась локальная трансформация кристаллической решетки тонкой пленки алюминия, происходящая при ионной имплантации атомов этого элемента Было обнаружено, что в результате структурно-энергетических превращений вблизи пар точечных дефектов внедрения могут образовываться дислокационные диполи и дислокационные петли, а также возникать поля смещений атомов, соответствующие образованию краудионов [3].

В следующем эксперименте исследуются линейные комплексы смещенных атомов, образующиеся при внедрении атомов в плотноупакованные ряды типа (111) гексагональной двухмерной кристаллической решетки Процедура создания комплексов следующая В один из плотноупакованных рядов вводится дополнительный внедренный атом, затем производится симметричное смещение внедренного атома и одного из ближайших соседей вдоль ряда, при этом образуется пара межузельных атомов, в следующем комплексе смещений производится симметричное смещение пары ближайших соседей к межузельным атомам и т д В каждом случае положение смещений атомов в плотноупакованном ряду вблизи внедренного атома рассчитывается из условия, что с добавлением атома все смещенные атомы будут равноудалены друг от друга

Стартовых вариантов комплексов смещений в плотноупакованных атомных рядах возможно четыре В первом варианте атом никеля внедрен в моноатомный ряд, во втором – в биатомный, в третьем варианте атом алюминия внедрен в моноатомный ряд, в четвертом – в биатомный После построения цепочек смещенных атомов выполнялась процедура релаксации системы путем разогрева кристалла до некоторой температуры После стабилизации энергии системы при данной температуре кристалл охлаждался до абсолютного нуля Во всех четырех вариантах комплекса смещений с внедренным атомом наиболее выгодный соответствует цепочкам, состоящим из пяти – шести смещенных атомов (рис 2) В вариантах *1*, *2* комплексов смещений в результате релаксации получается структура типа дефекта внедрения (рис 1) В варианте *3* может сформироваться гантельная конфигурация, состоящая из двух межузельных атомов (внедренного и смещенного), расположенных симметрично относительно узла решетки (рис 3, *а*); энергия образования дефекта в этом случае снижается до 2,5 эВ. В варианте *4* с двумя межузельными атомами образуется гантельная конфигурация, ось симметрии проходит через пару межузельных атомов алюминия, энергия образования дефекта составляет 3 эВ При большом числе межузельных

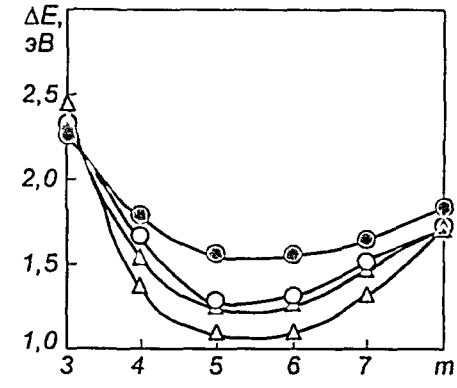


Рис 2 Изменение ΔE энергии системы в зависимости от числа m смещенных атомов для вариантов *1* (○) *2* (○) *3* (△) и *4* (△) комплексов смещений

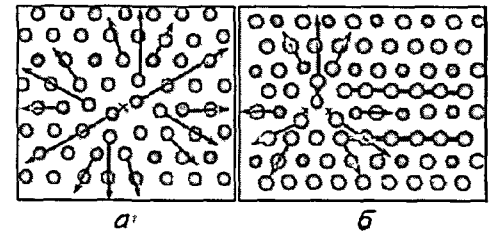


Рис 3 Схематическое изображение смещений вблизи точечного дефекта внедрения
а – гантельная конфигурация, *б* – с образованием пары антифазных границ (выделены жирными линиями)

атомов происходит сильная трансформация их смещений вдоль того атомного ряда, в котором располагается внедренный атом, с образованием элементов антифазных границ до тех пор, пока один из атомов не перейдет в центр междоузлия (рис 3, *б*), длина элемента антифазности составляет от 8 до 10 межатомных расстояний в зависимости от числа смещенных атомов в линейной цепочке; энергия образования дефекта 2,8 эВ

Комплекс линейных смещенных атомов, в котором присутствует внедренный атом, может рассматриваться как краудион За счет термоактивации данная неустойчивая конфигурация быстро трансформируется Краудион может возникать в материале при определенных импульсных воздействиях на материал

Выводы. В результате динамической релаксации вблизи одиночного точечного дефекта внедрения в двухмерном кристалле Ni_3Al формируется локальная структура смещенных атомов с элементами симметрии некристаллического пятого порядка Компьютерный эксперимент показал, что при внесении внедренного атома вдоль одного из плотноупакованных направлений в зависимости от конфигурации данный тип дефекта трансформируется в структуру типа дефекта внедрения либо в дефект внедрения плюс антифазная граница

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Старостенков МД, Демьянов БФ Горлов НВ // Изв СО РАН СССР Сер техн наук 1986 Вып 3 № 16 С 101–104
2. Starostenkov MD Poletayev GM, Starostenkov DM // J of Materials Science & Technology 2001 V 17 № 1 P 59 60
3. Starostenkov MD Poletayev GM, Starostenkov DM – In 2000 International Conference on Ion Implantation Technology Proceedings Alpbach Austria 17–22 September 2000 P 123–126

Алтайский государственный технический университет (г Барнаул) Поступила 25 сентября 2003 г

УДК 669 046 539 388 1

© 2004 г. В.А. Петрунин, В.Я. Целлермаер, В.Е. Громов

О СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ[1]

Электропластическая деформация металлов и сплавов и в особенности электростимулированное волочение [1] демонстрируют уникальные особенности поведения ансамбля дислокаций (плотность дислокаций составляет $10^{14}-10^{15}$ м$^{-2}$) К таким особенностям относится образование сеток дислокаций, ячеек, структурных фрагментов – наноструктур размером порядка 10 нм [1, 2] При пропускании тока через материал, например сталь или цинк, происходит измельчение структурных (дислокационных) фрагментов [1–4]

Небезынтересно, что физические процессы, происходящие на дислокационном и атомном уровнях при волочении проволоки, представляют большой интерес и в последнее время интенсивно исследуются специалистами по лазерному материаловедению и лазерной физике [5] В работе [5] обсуждается лазер из нанопроволоки, он относится к лазерам полупроводникового типа на гетероструктурах Такие лазеры обстоятельно исследовались В Л Гинзбургом и Ж И. Алферовым. Что особенно важно, такой лазер, сделанный из длинного кристалла сульфида кадмия диам 80–200 нм, является лазером с электрической накачкой, генерирующим при токе не менее 200 мкА [5] Несмотря на то что механизм генерации лазера в настоящее время только выясняется [5] и не взирая на малость токов, а в нашем случае токи достигают 1000 А [1–4], общая специфика обработки материала (электростимуляция проволоки током) подтверждает актуальность изучения поведения наноструктур (материала) в условиях электростимулированного волочения проволоки [1–4].

Несмотря на обилие сопутствующих эффектов при пропускании через пластически деформируемый материал тока (джоулево тепло, пондеромоторные силы при взаимодействии тока с собственным магнитным полем [6], скин- и пинч-эффекты) собственно электронно-пластический эффект (эффект электронного ветра) наиболее интересен и важен [1]; этот эффект интересен не только для электростимулированного волочения, но и для усталостных испытаний [1] Причем электропластический эффект рассчитали не только для малоцикловой усталости [1], но и для гигацикловой при большом (10^9-10^{10}) числе циклов нагружения [1, 7] Несмотря на то что обычный (10^6 циклов) предел выносливости отличается от гигациклового на три-четыре порядка, физика дислокационных процессов на циклическом пределе текучести и для циклического упрочнения с точки зрения эффективности электропластического эффекта по существу одинакова [1].

В данной работе исследовали нанокристаллический сплав Fe–Cr–Ni, содержащий 7–9 % Ni и полученный методом равноканального углового прессования [8] Образец диам $d = 4$ мм из указанного сплава подвергали волочению, степень деформации составляла 0,1, плотность тока j и частота нагружения составляли соответственно 920 МА/м^2 и 15 Гц Эффект повышения характеристик пластичности для данного материала реализуется при пропускании тока Явление сверхпластичности материала можно связать с особыми структурными состояниями границ зерен (размер зерен 10 мкм, а в нанокристаллическом состоянии – 100 нм) [8] типа тех, которые характерны для аморфных материалов Например, икосаэдрические конфигурации, описанные Д Нельсоном, М. Вайдоном для двойной системы Fe–18 % Cr, связываются с наличием σ-фазы [9] Подробной информации о структурных состояниях границ зерен в исследуемом сплаве нет, поэтому рассмотрим количественно степень изменения структуры границ зерен под действием электронного ветра, рассматривая границы зерен как дислокационные стенки [1] Повышение пластичности сверхпластичных материалов при пропускании тока можно объяснить разрыхлением дислокационных стенок (границ зерен) под действием электронного ветра Под разрыхлением дислокационной стенки понимается разориентация отдельных дислокаций, образующих стенку, т е искривление границы зерна [8] Считаем, что в наноструктурных сверхпластичных материалах особенно выражена мода сверхпластичности за счет искажения границ зерен дислокациями (этот и некоторые другие дислокационные механизмы сверхпластичности подробно обсуждаются в работе [8]). Таким образом, электронный ветер приводит к дополни-

[1]Работа выполнена при финансовой поддержке научно-технической программы МО РФ "Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям науки и техники" (код проекта 202 01 02 058)

тельной концентрации напряжений на дислокационной стенке и соответственно к появлению новых дислокаций и интенсификации скольжения внутризеренных дислокаций [1–4]. Что касается наноструктурного уровня, то он ведет себя аналогично дислокационным фрагментам размером 10 нм при волочении [1–4].

Оценим степень разрыхления дислокационных стенок, т.е степень увеличения общей площади границ зерен и фрагментов наноструктур, за счет действия электрического тока Для этого введем коэффициент роста общей площади структурных границ

$$\delta_S = \Delta S(j)/[S_0 + \Delta S(j)],$$

где $\Delta S(j)$ – прирост площади границ, обусловленный электрическим током (величина разрыхления границ); S_0 – исходная площадь структурных границ при отсутствии тока.

Поскольку размер зерен по существу величина, обратная площади границ зерен и структурных границ, приходящихся на единицу объема [8], то

$$\delta_S \approx \Delta d/(d_0 + \Delta d),$$

где d_0 и Δd – исходный размер структурных границ и величина их изменения

В сверхпластичных материалах выполняется соотношение типа Холла–Петча ($\sigma \sim d^{-1/2}$), а именно: $\sigma \sim d^{-p}$, $p = 0{,}7–2$; часто $p = 1$; здесь σ – напряжение пластического течения [8].

Тогда коэффициент размывания границ зерен и субзерен в материале может быть оценен по коэффициенту δ_σ изменения внутренних напряжений под действием тока Из вышеприведенных формул следует, что

$$\delta_S \approx \delta_\sigma = \Delta\sigma(j)/[\sigma_0 + \Delta\sigma(j)],$$

где $\Delta\sigma(j)$ – увеличение уровня внутренних напряжений, обусловленное пропусканием через материал электрического тока, σ_0 – исходный уровень внутренних напряжений в материале при отсутствии тока

Экспериментальных данных о поведении структурных границ в процессе пластической деформации мало, поэтому, учитывая, что повышение напряжений с ростом пластической деформации обусловлено скоплением дислокаций в структуре зерна и закреплением их в малоугловых и большеугловых границах зерен [8], оценим коэффициент δ_S, рассчитывая напряжения.

Из последней формулы следует, что $\delta_S^{-1} = 1 + \dfrac{\sigma_0}{\Delta\sigma(j)}$, откуда можно рассчитать величину δ_S, оценивая $\Delta\sigma(j)$, что было сделано в работе [10] для стали Эффективные напряжения электронного ветра рассчитывались в работах [1–4, 10] по следующей, неплохо зарекомендовавшей себя формуле В. Я. Кравченко. $\sigma = \dfrac{1}{4v_F}(v - V)\dfrac{\partial n}{\partial \mu}\Delta^2$, где v – скорость дрейфа электронов; V – скорость дислокации, v_F – скорость электрона на поверхности Ферми, n – концентрация электронов проводимости, μ – химический потенциал; Δ – константа деформационного потенциала; $j = env$ – плотность тока, e и m – заряд электрона и его эффективная масса; $\Delta \approx \mu(T = 0) \approx E_F$ (для газа свободных электронов $\Delta = 2/3E_F$); $E_F = mv_F^2/2$ – энергия Ферми, T – абсолютная температура На уровне зерен ($d \approx 1$ мкм) и наноструктур ($d \approx 10$ нм) расчет напряжений электронного ветра, которые являются не только источником новых дислокаций (в том числе причиной интенсификации дислокационного скольжения), но и дополнительных наноструктур, аналогичен приведенному в работе [10]. Коэффициент изменения внутренних напряжений, рассчитанных для стали (железа) по формуле В. Я Кравченко, примерно равен 20 % [10]; следовательно, можно записать, что $\delta_S \approx \delta_\sigma \approx 20$ %

Выводы. Проведенные исследования и расчеты показывают, что стимуляция электрическим током является источником дополнительной пластификации сверхпластичных материалов. Количественные оценки соответствующего изменения структурных состояний границ показывают, что фактор влияния электрического тока на них может быть значительным – порядка 20 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Петрунин В А, Коваленко В В, Коновалов С В и др // Изв вуз Черная металлургия 2000 № 12 С 46–50
2. Петрунин В А., Целлермаер В Я, Громов В Е – В кн Действие электрических полей (электрического тока) и магнитных полей на объекты и материалы Тезисы докладов М, 28–30 октября 2002 г – М изд ИМАШ РАН, 2002 С 48
3. Петрунин В А, Целлермаер В Я, Громов В Е и др – В кн 70 лет секции прочности и пластичности материалов им Н Н Давиденкова. Тезисы докладов СПб, 12–14 марта 2002 г – СПб изд ФТИ, 2002 С 17
4. Петрунин В А, Целлермаер В Я, Громов В Е – В кн Проблемы физического металловедения перспективных материалов Тезисы докладов – Уфа изд. УГАТУ, 2002 С 106
5. Lieber C // Science 2003 V 299 P 531–533
6. Карпинский Д Н, Санников С В // ФТТ 2003 Т 45 Вып 3 С 446
7. Терентьев В Ф Усталостная прочность металлов и сплавов – М ИТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ, 2002 – 287 с
8. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Под ред Ю Р Колобова, Р З Валиева. – Новосибирск Наука, 2001 – 232 с
9. Крапошин В С, Прокошин А Ф, Суязов А В и др // Материаловедение 2003 № 3 С 30–35
10. Петрунин В А, Чиракадзе Д З, Целлермаер В Я и др // Изв вуз Черная металлургия 1997 № 6 С 46–48

Сибирский государственный индустриальный университет Поступила 9 июня 2003 г

СОДЕРЖАНИЕ

ФИЗИЧЕСКАЯ ХИМИЯ И ТЕОРИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Бурылев Б П , Цымбулов Л Б , Цемехман Л.Ш. Метод расчета термодинамических величин по уравнению растворимости 3

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧУГУНА

Животиков С.И , Михайлов В.Г., Кичигин С.Н., Фабричных С.А , Путилин Е.А. Влияние технологических факторов агломерационного процесса на удельную производительность при спекании тонкозернистых концентратов 5

МЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ

Охотский В Б Взаимосвязь процессов сгорания топлива и размеров мартеновской ванны 8

Жибинова И А , Шакиров К.М., Протопопов Е.В. Оптимизация параметров процесса жидкофазного восстановления в агрегатах конвертерного типа 11

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Якушевич Н.Ф , Морозова Ю.С. Термодинамический анализ инвариантных состояний системы $CaO-MgO-SiO_2$ 14

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

Ершов С.В , Нехаев К.Н. Сеть конечных элементов и влияние ее параметров на качество моделирования течения пластических сред 19

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Шумилов М А , Прекрасный С.В Связь свойств химических элементов и коэффициентов их распределения между твердой и жидкой фазами двойного сплава на основе железа 22

Лобанов М.Л , Гомзиков А.И., Первушина О.В., Акулов С.В. О возможности улучшения качества электротехнической анизотропной стали нитридно-медного варианта ингибирования за счет использования процесса азотирования 24

Полторацкий Л М., Колпак В.П., Бояринцева А.В. Образование кристаллов алмаза в сплавах железо–углерод–водород 28

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Селянин И.Ф., Дробышев А Н., Деев В Б., Феоктистов А.В , Куценко А И. Математическая модель продувки жидкого металла инертными газами 31

Селиванов В.Н , Столяров А.М. Математическое моделирование процесса распределения металла в кристаллизаторе слябовой машины непрерывного литья заготовок 34

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ ТЕПЛОТЕХНИКА

Темлянцев М.В , Старилов В С., Темлянцев Н В., Сюсюкин А.Ю. Исследование окисления и обезуглероживания сталей для рельсов и рельсовых накладок при нагреве под прокатку 36

АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ СИСТЕМЫ. ИНФОРМАТИКА

Веревкин В И., Ростовцев А.Н , Сакун А Ф Воздействие режима электрошлаковой наплавки на кинетику нагрева твердых частиц. 39

Панферов В.И. Численное моделирование и настройка систем автоматического регулирования 41

Кулаков С.М., Кадыков В Н , Мусатова А.И Ситуационная тактовая модель производительности рельсобалочного цеха 45

Киселева Т.В., Пучкова Т.В. Структурный анализ динамических рядов данных 51

МЕХАНИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДОВ

Егоров С.В., Егоров В Ф., Куниин П Н. Выбор запаса мощности двигателей многодвигательного электропривода 55

ЭКОНОМИКА И ОРГАНИЗАЦИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Петров Е.В , Перекопский В.П., Медников В.Я., Муратов В М. Краткосрочное обучение специалистов 58

ПРОМЫШЛЕННАЯ ЭКОЛОГИЯ

Лухании М.В., Павленко С.И , Аввакумов Е.Г. Роль механической активации смеси для получения из вторичных минеральных ресурсов огнеупорной керамики на основе муллита и карбида кремния 60

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Кулагин Н М., Нохрина О.И., Рожихина И.Д. Использование саморассыпающихся сплавов для раскисления и легирования стали 62

Шморгуи В Г., Слаутин О.В , Трыков Ю П. Механические свойства трехслойного титано-стального интерметаллидного композита при повышенных температурах 63

Бухмиров В В , Крупенников С.А., Носова С.В. Расчет показаний контролирующей термопары в топливной печи 64

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ

К 70-летию Эдуарда Викторовича Козлова 66

К 70-летию Юлиана Семеновича Юсфина 68

ПОДБОРКА СТАТЕЙ, ПОСВЯЩЕННЫХ 70-ЛЕТИЮ Э.В КОЗЛОВА

Багмутов В П , Паршев С.Н. Интегрированная концепция формирования структурно-неоднородного поверхностного слоя стальных изделий электромеханической обработкой 69

Коваленко В В , Жулейкин С.Г., Попова Н А., Козлов Э.В , Громов В Е. Структурные уровни пластической деформации перлитной стали при ударном нагружении 72

Лебошкин Б М , Целлермаер В.Я , Громова А.В , Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В Эволюция дислокационных субструктур в малоуглеродистой стали при волочении и осадке 73

Старостенков М.Д., Дудник В Г., Дудник Е А., Демина И А. Структурно-энергетические превращения вблизи точечного дефекта внедрения в двухмерном кристалле интерметаллида Ni_3Al 75

Петрунин В А , Целлермаер В Я , Громов В Е. О структурных состояниях границ зерен в металлах и сплавах в условиях электростимулированной сверхпластичности 77

CONTENTS

PHYSICAL CHEMISTRY AND THEORY OF METALLURGICAL PROCESSES

Burylev B P., Tsymbulov L.B , Tsemekhman L.Sh. Method of calculating the thermodynamic values according to equation of solubility 3

METALLURGY OF CAST IRON

Zhivotikov S.I., Mikhajlov V.G., Kichigin S.N., Fabrichnykh S.A , Putilin E.A. Influence of technological factors of the sintering process on specific productivity upon sintering the fine-grained concentrates 5

METALLURGY OF STEEL

Okhotskij V.B. Inter-relation between fuel combustion processes and sizes of open-hearth furnace bath 8

Zhibinova I.A., Shakirov K.M., Protopopov E.V. Optimization of parameters of liquid-phase reduction process in converter type units 11

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Yakushevich N.F., Morozova Yu S. Thermodynamic analysis of invariant states of $CaO-MgO-SiO_2$ system 14

METAL WORKING

Ershov S.V., Nekhaev K.N. Network of finite elements and influence of its parameters on quality of modelling the plastic media flow 19

PHYSICAL METALLURGY AND HEAT TREATMENT OF METALS

Shumilov M.A., Prekrasnyj S.V. Connection between properties of chemical elements and their coefficients of distribution among solid and liquid phases of binary iron base alloy 22

Lobanov M.L., Gomzikov A.I., Pervushina O.V., Akulov S.V. About opportunity for improving the quality of electrical anisotropic steel of copper-nitride version of inhibition due to the nitriding process use 24

Poltoratskij L.M , Kolpak V.P., Boyarintseva A.V. Formation of diamond crystals in iron–carbon–hydrogen alloys 28

FOUNDRY PRACTICE

Selyanin I.F., Drobyshev A N., Deev V.B., Feoktistov A.V., Kutsenko A.I Mathematical model of blowing the liquid metal with inert gases 31

Selivanov V.N , Stolyarov A.M. Mathematical modelling of process of metal distribution in mold of slab continuous caster 34

METALLURGICAL HEAT ENGINEERING

Temlyantsev M.V., Starikov V.S , Temlyantsev N.V , Syusyukin A.Yu. Investigation of oxidation and decarburization of steels for rails and fish plates upon heating for rolling 36

COMPUTER-AIDED SYSTEMS. COMPUTER SCIENCE

Verevkin V.I , Rostovtsev A.N., Sakun A F. Action of regimes of electroslag surfacing on kinetics of heating the solid particles 39

Panferov V.I. Numerical modelling and adjustment of systems for automatic control 41

Kulakov S M , Kadykov V.N , Musatova A I Situation step model of productivity of rail and beam shop 45

Kiseleva T.V., Puchkova T.V. Structural analysis of dynamic sets of data 51

MECHANICAL EQUIPMENT OF METALLURGICAL PLANTS

Egorov S.V., Egorov V.F., Kuninin P.N. Selection of power reserve of motors of multimotor electric drive 55

ECONOMICS AND ORGANIZATION OF METALLURGICAL PRODUCTION

Petrov E.V., Perekopskij V.P., Medikov V.Ya., Muratov V.M. Short-term training of specialists 58

INDUSTRIAL ECOLOGY

Luhanin M.V., Pavlenko S.I., Avvakumov E G. Role of mechanical activation of mixture for producing the refractory ceramics on basis of mullite and silicon carbide from secondary mineral resources 60

BRIEF COMMUNICATIONS

Kulagin N M., Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D. Utilization of self-crumbling alloys for deoxidation and alloying of steel 62

Shmorgun V.G., Slautin O.V., Trykov Yu.P. Mechanical properties of three-layer titanium-steel intermetallic-compound composite material at elevated temperatures 63

Bukhmirov V.V., Krupennikov S A., Nosova S.V. Calculation of indications of the monitoring thermocouple in fuel furnace 64

GENERAL PROBLEMS

To the 70th anniversary of Eduard Viktorovich Kozlov birthday 66

To the 70th anniversary of Julian Semenovich Jusfin birthday 68

SELECTION OF ARTICLES DEVOTED TO THE 70th ANNIVERSARY OF E.V. KOZLOV BIRTHDAY

Bagmutov V.P., Parshev S.N. Integrated concept of formation of structurally non-uniform surface layer of steel products by electromechanical treatment 69

Kovalenko V.V., Zhulejkin S G., Popova N A , Kozlov E.V., Gromov V.E Structural levels of plastic deformation of pearlitic steel upon shock loading 72

Leboshkin B M , Tsellermaer V.Ya , Gromova A.V., Ivanov Yu.F , Kozlov E.V. Evolution of dislocation substructures in low carbon steel upon drawing and upsetting 73

Starostenkov M.D., Dudnik V.G., Dudnik E.A., Demina I.A. Structural-energetic transformations near point interstitial defect in two-dimensional crystal of Ni_3Al intermetallic compound 75

Petrunin V.A , Tsellermaer V.Ya., Gromov V.E. About structural states of grain boundaries in metals and alloys under conditions of electrically stimulated superplasticity 77

Сдано в набор 27 05 2004 Подписано в печать 3 08 2004 Формат 60×88 1/8 Бум офсетная № 1
Офсетная печать Усл печ л 9,0 Уч - изд. л 10,0 Заказ 10477

Оригинал-макет изготовлен ООО "ЭЛИОТ"
117419, Москва, 2-ой Донской пр-д, д 9б

Отпечатано с готового оригинал-макета в ППП "Типография Наука"
121099, Москва, Шубинский пер 6