

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

9

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2012

Главный редактор:

Ю.С. ЮСФИН

Заместитель главного редактора:

С.П. МОЧАЛОВ

Ответственный секретарь:

А.Г. ГЛЕБОВ

Заместитель ответственного секретаря:

Н.П. ОЛЕНДАРЕНКО

Члены редакционной коллегии:

М.В. АСТАХОВ

Г.В. АШИХМИН

В.Д. БЕЛОВ

Е.П. ВОЛЫНКИНА

С.М. ГОРБАТЮК

ГУОИ ТАНГ (Китай)

К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела

«Ресурсосбережение в черной металлургии»

В.Е. ГРОМОВ

А.В. ДУБ, редактор раздела

«Инжиниринг в черной металлургии»

Р. КАВАЛЛА

В.М. КОЛОКОЛЬЦЕВ

К.Л. КОСЫРЕВ, редактор раздела

«Металлургические технологии»

В.В. КУРНОСОВ

С.С. ЛАЗУТКИН

Л.П. МЫШЛЯЕВ, редактор раздела

*«Информационные технологии
и автоматизация в черной металлургии»*

С.А. НИКУЛИН

Г.С. ПОДГОРОДЕЦКИЙ

Л.А. ПОЛУЛЯХ

Е.В. ПРОТОПОПОВ

Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела

*«Рациональное природопользование
в черной металлургии»*

С.В. СОЛОДОВ

Н.А. СПИРИН

М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ

М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела

«Материаловедение и нанотехнологии»

М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария)

А.Б. ЮРЬЕВ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
тел./факс (499) 236-14-27;

654007, Новокузнецк, 7, Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42

Сибирский государственный индустриальный университет, тел. (3843) 74-86-28

Журнал представлен в сети INTERNET на сервере «Металлургическая отрасль России» (www.rusmet.ru)

по адресам: <http://www.rusmet.ru/izvuzchermet>

E-mail: ferrous@misis.ru

http://www.sibsiu.ru/Divisions_RedJizVz.shtml

E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

Р.А. Казаков¹, Г.С. Подгородецкий², Ю.С. Юсфин²,
В.П. Зволинский³

¹ ЗАО «Национальная организация поддержки проектов поглощения углерода»

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

³ Российский университет дружбы народов

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОТЕНЦИАЛЬНЫХ ВЫБРОСОВ МЕТАНА ОТ ДОМЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ОСНОВЕ РАСЧЕТОВ

Многочисленные исследования, выполненные в области экологического мониторинга, позволили сформировать методологические подходы к учету выбросов парниковых газов в атмосферу и определить возможные уровни содержания диоксида углерода (CO₂) и метана (CH₄) в них по основным переделам черной металлургии (табл. 1).

В то же время остается недостаточно изученным вопрос о выбросах CH₄ в доменном производстве – крупнейшем источнике парниковых газов в черной металлургии, на долю которого приходится более 60 % количества CO₂ или более 1,5 т CO₂/т чугуна [1, 2]. Вследствие недостаточности данных по CH₄ при производстве чугуна, эти количества, как правило, не включены в экологическую отчетность предприятий и не оцениваются при составлении Национального

кадастра антропогенных выбросов парниковых газов России [1].

В связи с этим очевидна актуальность представленных в настоящей работе результатов исследования условий образования и поступления CH₄ в атмосферу в результате потерь и при использовании доменного газа.

В общем виде механизмы образования и источники поступления метана при доменном производстве можно представить в виде схемы (рис. 1).

Выбросы CH₄ в доменном производстве могут возникать из следующих источников при наличии CH₄ в доменном газе:

- утечки (потери) доменного газа при загрузке шихты в доменные печи и распределении газа в газовых сетях;
- неполное сгорание доменного газа при использовании в тепло-технических агрегатах и сжигании на свече.

Опубликованные данные по химическому составу доменных газов [5, 6], а также инструментальные замеры свидетельствуют о возможном содержании CH₄ в доменном газе в количестве до 1,4 %.

Следует выделить следующие механизмы поступления метана в доменный газ.

Поступление CH₄ в колошниковый газ из летучих кокса. Летучие кокса, содержащие до 20 % CH₄, выделяются при температуре более 800 °С и поступают в колошниковый газ [5]. При этом содержание CH₄ в колошниковом газе может составить 0,08 – 0,10 % (при расходе кокса 400 – 500 кг/т чугуна, содержании летучих 1,1 %, среднем выходе доменного газа 1500 м³/т чугуна).

Поступление CH₄ в колошниковый газ из топлива, вдвухаемого в горн печи. Исследование горения топлива в доменной печи [5, 7] указывает на то, что продуктами реакций в фурменной зоне являются только CO, H₂, N₂. Тем не менее, не следует исключать возможность попадания CH₄ топлива в колошниковый газ при неравномерном распределении газов по сечению печи и нарушении ровного хода печи.

Таблица 1

Удельные выбросы CO₂ и CH₄ по основным переделам предприятий черной металлургии [3, 4]

Производство	CO ₂	CH ₄
Кокс	175 – 200 кг/т стали	27 г/т стали
Окатыши	15,6 – 31,8 кг/т стали	Нет данных ¹
Агломерат	205 – 240 кг/т стали	70 г/т агломерата
Железо прямого восстановления	589 – 813 кг/т железа прямого восстановления	10,5 – 14,5 г/т железа прямого восстановления
Чугун	280 – 500 кг/т стали ²	Нет данных
Конвертерная сталь	11,2 – 140 кг/т стали	–

¹ Поступление CH₄ от высокотемпературного обжига окатышей могут быть оценены на основе данных о расходе топлива на обжиг и коэффициентов выбросов CH₄ от сжигания топлива, определенных, например, по данным [3].

² Не включает выбросы CO₂ от сжигания доменного газа за пределами доменного производства [4].

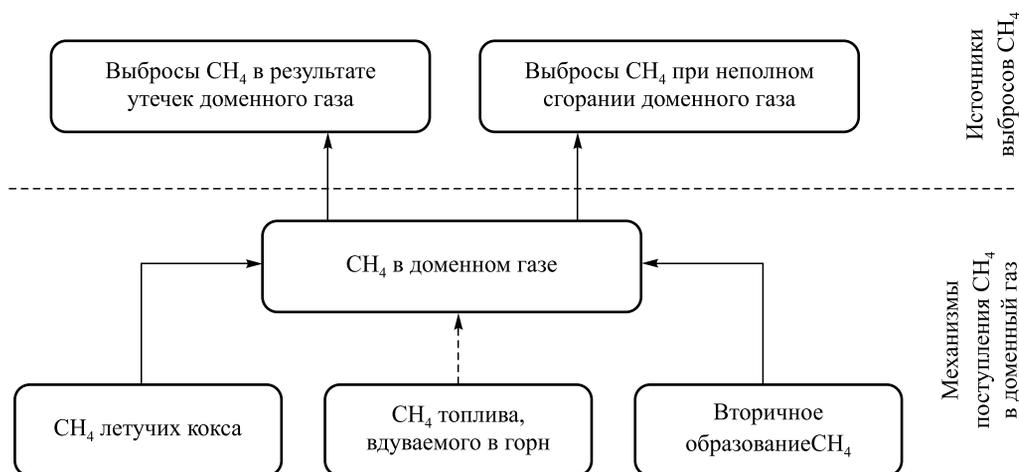


Рис. 1. Возможные механизмы образования и источники выбросов метана в доменном производстве

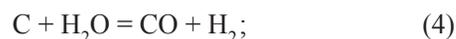
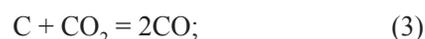
Вторичное образование CH₄ в доменной печи. Вторичное образование CH₄ в результате взаимодействия компонентов газовой фазы печи и шихты не было ранее исследовано и предложено авторами для уточнения данных о возможных выбросах парниковых газов в черной металлургии.

С целью определения возможности вторичного образования CH₄ в доменном газе выполнены расчеты равновесных концентраций веществ в доменной печи в диапазоне температур от 100 до 1500 °С, характеризующем температурные условия в доменной печи от колошника до фурменной зоны.

В качестве основы для расчетов использовались следующие параметры доменной плавки [8]: расход офлюсованного агломерата 1475 кг/т чугуна, расход кокса 482 кг/т чугуна, расход атмосферного дутья 1490 кг/т чугуна, влажность дутья 1,0 %, влажность кокса 3,5 %. Химический состав сырья и топлива принят следующим [7, 8], %: агломерат (Fe_{общ} = 64,195; FeO = 12,000; SiO₂ = 3,205; Al₂O₃ = 0,329; CaO = 5,808; MgO = 0,237), кокс (C_{нел} = 86,41; A^c = 11,9 (SiO₂ = 50,46; Al₂O₃ = 29,60; Fe₂O₃ = 8,98; CaO = 5,89); S = 0,68; V_{лет} = 1,01 (CO₂ = 13,20; CO = 24,10; CH₄ = 0,9; H₂ = 39,50; N₂ = 22,30).

Расчет равновесных концентраций выполнялся с учетом возможности вдувания в горн доменной печи природного газа от 0 до 150 м³/т чугуна и обогащения дутья кислородом от 0 до 150 м³/т чугуна. Химический состав природного газа принят следующим, % (об.): CH₄ = 97,807; C₂H₆ = 0,922; C₃H₈ = 0,293; C₄H₁₀ = 0,099; C₅H₁₂ = 0,017; C₆H₁₄ = 0,006; CO₂ = 0,069; N₂ = 0,725; O₂ = 0,05; He = 0,012. Коэффициент замены кокса природным газом принят 0,7 кг/м³ [5].

Исходный состав газовой фазы доменной печи для определения равновесных концентраций рассчитывался исходя из реакций неполного окисления углеродсодержащего топлива и взаимодействия кислорода дутья с углеродом кокса в фурменной зоне печи:



Результаты расчета равновесных концентраций газовых компонентов и соединений железа в доменной печи, выполненного с использованием программы HSC Chemistry 6.12, при вдувании 100 м³ природного газа/т чугуна и обогащении дутья кислородом в количестве 100 м³/т чугуна показаны на рис. 2.

Полученные данные свидетельствуют о возможности вторичного образования CH₄ в условиях доменной печи. Концентрация CH₄ в доменном газе зависит от количества водорода, образовавшегося в горновом газе, источником которого может быть вдуваемое то-

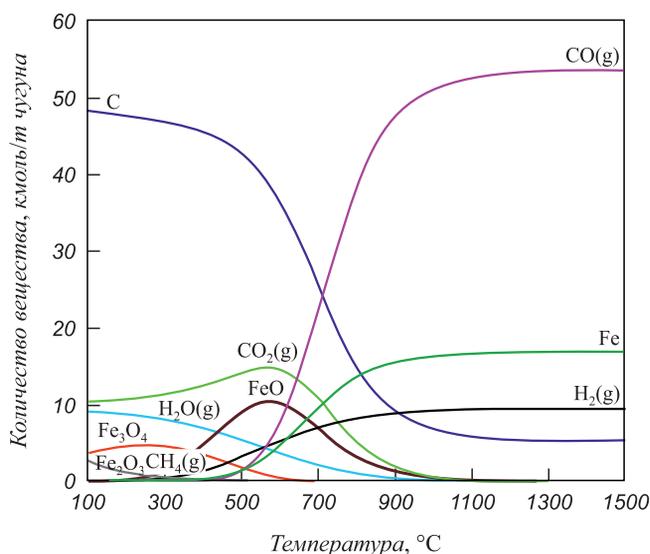


Рис. 2. Результаты моделирования равновесных концентраций веществ в доменной печи

пливо и влажность дутья. Принимая во внимание, что влажность дутья, как правило, поддерживается на минимальном уровне, выполнен расчет зависимости равновесной концентрации CH_4 от количества вдуваемого в горн природного газа. Полученные данные равновесной концентрации CH_4 при вдувании природного газа (до $150 \text{ м}^3/\text{т}$ чугуна) и обогащении дутья кислородом ($1 \text{ м}^3/\text{м}^3$ природного газа) показаны на рис. 3.

Наличие CH_4 в доменном газе наблюдается и при отсутствии природного газа, однако оно является незначительным [менее 0,1 % (об.)]. При увеличении количества вдуваемого топлива равновесная концентрация существенно возрастает до 1,58 % (об.) при расходе $150 \text{ м}^3/\text{т}$ чугуна.

Концентрация CH_4 возрастает при понижении температуры в печи ниже $900 \text{ }^\circ\text{C}$, что соответствует верхней ступени теплообмена, достигая максимальных значений в диапазоне $300 - 360 \text{ }^\circ\text{C}$. Дальнейшее снижение температур ведет к сокращению концентрации метана. Следует отметить, что температура выхода колошникового газа ($150 - 400 \text{ }^\circ\text{C}$) соответствует максимальным равновесным концентрациям CH_4 .

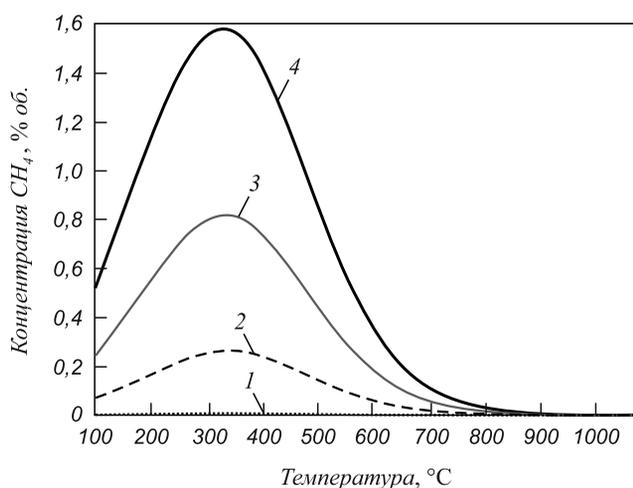


Рис. 3. Зависимость равновесной концентрации CH_4 в доменном газе от температуры и количества вдуваемого природного газа в горн печи:

1 — без природного газа; 2 — 50 м^3 природного газа/т чугуна; 3 — 100 м^3 природного газа/т чугуна; 4 — 150 м^3 природного газа/т чугуна

Обогащение дутья кислородом обеспечивает снижение концентрации CH_4 в колошниковом газе до $0,4 \text{ } \%/ \text{м}^3$ кислорода и сдвиг температур максимальной концентрации CH_4 в сторону увеличения (рис. 4). Повышение давления в печи ведет к увеличению концентрации CH_4 в размере около $0,3 \text{ } \%$ на 1 атм.

При использовании в качестве альтернативы пылеугольного топлива также возможно вторичное образование CH_4 в колошниковом газе. Расчет равновесных концентраций CH_4 в доменном газе при использовании пылеугольного топлива выполнен для трех марок углей (АС, Г, Т), а также смеси углей (50 % АС, 50 % Г). Характеристики пылеугольного топлива, приготовленного из указанных марок углей для вдувания в доменную печь, приняты согласно [9] и представлены в табл. 2.

Для расчетов принимался расход пылеугольного топлива в количестве $200 \text{ кг}/\text{т}$ чугуна с коэффициентом замены кокса $0,8$ [10]. Состав горнового газа рассчитывался, исходя из полной газификации пылеугольного топлива в фурменной зоне доменной печи при обогащении дутья кислородом в количестве $0,5 \text{ м}^3/\text{кг}$ пылеугольного топлива [11].

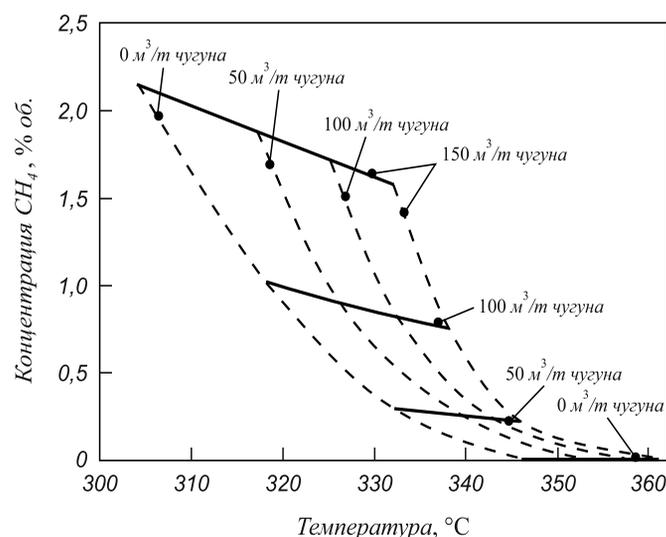


Рис. 4. Зависимость максимальной равновесной концентрации CH_4 в доменной печи от температуры, расхода природного газа и кислорода:

--- расход кислорода; — — — расход природного газа

Таблица 2

Состав пылеугольного топлива из донецких углей при вдувании их в доменную печь

Марка угля	Состав углей, %						
	С ^p	Н ^p	О ^p	Н ^p	С ^p	W ^p	А ^p
АС	86,60	2,25	0,85	1,20	1,00	0,50	7,60
Т	81,00	3,80	1,00	1,30	1,30	0,50	11,10
Г	70,20	5,20	9,20	2,50	0,30	0,50	12,10
Смесь (50 % АС + 50 % Г)	78,50	3,80	5,10	1,35	0,65	0,50	9,92

Результаты расчета равновесных концентраций компонентов доменного газа при использовании пылеугольного топлива показали возможность образования CH_4 в концентрациях, % (об.): до 0,2 для газовых углей; до 0,12 для тощих углей; до 0,05 для антрацита; до 0,11 для смеси углей.

Таким образом, увеличение содержания летучих в углях для приготовления пылеугольного топлива ведет к повышению равновесных концентраций CH_4 в колошниковом газе. Принимая во внимание, что оптимальные параметры работы доменных печей достигаются при использовании смеси углей с различной степенью углефикации, вторичное образование метана не исключено даже при работе печей без природного газа. Влияние температуры, давления и содержания кислорода в дутье на образование CH_4 в колошниковом газе при использовании пылеугольно-

го топлива имеет аналогичные закономерности, как и для природного газа.

Механизм вторичного образования CH_4 в шахте доменной печи вероятно связан с реакциями, происходящими в газовой фазе между компонентами H_2 , CO , CO_2 , H_2O , а также реакциями с углеродом кокса при температуре 300 – 900 °С. При понижении температуры ниже 300 °С происходит снижение концентрации CH_4 (см. рис. 2) в результате преобладающих реакций CH_4 с CO , CO_2 и O_2 с образованием H_2O , H_2 и выпадением сажистого углерода (табл. 3).

Результаты выполненных расчетов позволяют сделать оценку объемов выбросов CH_4 в атмосферу при производстве чугуна на металлургических предприятиях России. Для расчета потенциальных выбросов CH_4 , приведенных в табл. 4, 5, использовались следующие параметры и источники данных:

Таблица 3

Характеристика некоторых реакций вторичного образования и разрушения CH_4 в доменной печи, $\log(K)^1$

Реакция	Температура, °С					
	0	200	400	600	800	1000
$\text{C} + 2\text{H}_2 = \text{CH}_4$	10,04	3,88	1,19	-0,33	-1,32	-2,01
$\text{CO} + 3\text{H}_2 = \text{CH}_4 + \text{H}_2\text{O}$	28,16	11,32	4,23	0,30	-2,20	-3,92
$\text{C} + 2\text{CO} + 2\text{H}_2\text{O} = \text{CH}_4 + 2\text{CO}_2$	21,39	8,62	3,35	0,50	-1,27	-2,47
$\text{CO}_2 + 4\text{H}_2 = \text{CH}_4 + 2\text{H}_2\text{O}$	22,49	8,95	3,15	-0,12	-2,22	-3,70
$2\text{CO} + 2\text{H}_2 = \text{CH}_4 + \text{CO}_2$	33,83	13,69	5,31	0,72	-2,17	-4,15
$\text{CH}_4 + \text{CO} = 2\text{C} + \text{H}_2\text{O} + \text{H}_2$	10,29	2,41	-0,34	-1,50	-2,03	-2,27
$\text{CH}_4 + 2\text{CO} = 3\text{C} + 2\text{H}_2\text{O}$	26,19	11,00	4,89	1,60	-0,44	-1,82
$\text{CH}_4 + 2\text{CO} = 2\text{C} + \text{CO}_2 + 2\text{H}_2$	13,74	5,93	2,93	1,39	0,47	-0,14
$\text{CH}_4 + \text{CO}_2 = 2\text{C} + 2\text{H}_2\text{O}$	2,40	1,19	0,77	0,55	0,42	0,32
$\text{CH}_4 + 2\text{O}_2 = \text{CO}_2 + 2\text{H}_2\text{O}$	153,21	88,38	62,12	47,90	38,96	32,83
$2\text{CH}_4 + \text{O}_2 = 2\text{CO} + 4\text{H}_2$	31,53	26,03	24,17	23,29	22,77	22,42

¹ Константы равновесия реакций определены с использованием программы HSC Chemistry 6.12

Таблица 4

Расчет выбросов CH_4 в результате потерь доменного газа

Параметр	Значение		
	минимальное	максимальное	среднее
Выход доменного газа, м ³ /т чугуна	1250	2150	1430
Потери доменного газа, % (об)	0,5	2,5	1,5
Содержание метана в доменном газе, % (об.)	0,2	1,3	0,6
Удельные выбросы CH_4 , м ³ /т чугуна	0,013	0,699	0,129
Плотность CH_4 , кг/м ³	0,668	0,668	0,668
Удельные выбросы CH_4 , кг/т чугуна	0,008	0,467	0,086
Производство чугуна в России (2010 г.), тыс. т/год	47 812,7	47 812,7	47 812,7
Выбросы CH_4 , т/год	399,4	22 324,0	4111,8
Коэффициент перевода в CO_2 -эквивалент, т CO_2 /т CH_4	21,0	21,0	21,0
Выбросы CH_4 в CO_2 -эквиваленте, т CO_2 -экв./год	8386,5	468 803,3	86 347,0

- выход доменного газа, расход природного газа, расход кислорода, производство чугуна в России приняты по состоянию на 2010 г. согласно [12];
- содержание CH_4 в доменном газе определено на основе диаграммы (рис. 3), исходя из фактического расхода природного газа (40 – 125 м³/т чугуна) и кислорода (до 115 м³/т чугуна) при производстве чугуна в России и составляет от 0,2 до 1,3 % (об.), что хорошо согласуется с имеющимися данными по химическому составу доменного газа металлургических предприятий [6];
- потери доменного газа оценены по данным балансов доменного газа некоторых металлургических предприятий России в диапазоне 0,5 – 2,5 %;
- коэффициент недожога доменного газа при его сжигании и коэффициент перевода выбросов CH_4 в эквивалент выбросов CO_2 определены согласно данным МГЭИК [3, 13];
- плотность CH_4 при стандартных условиях принята согласно [14].

Результаты расчетов, приведенные в табл. 4, 5 показывают, что удельные выбросы CH_4 в атмосферу в результате потерь доменного газа при загрузке шихты в доменные печи и распределении доменного газа могут составлять 0,008 – 0,467 кг/т чугуна при содержании CH_4 в доменном газе от 0,2 до 1,3 %. Удельные выбросы от неполного сжигания доменного газа могут составлять 0,008 – 0,091 кг/т чугуна.

По данным Национального кадастра антропогенных выбросов парниковых газов России выбросы CH_4 от предприятий черной металлургии в 2010 г. составили 21,5 тыс. т, не включая поступления при использовании доменного газа [1]. Таким образом, рассчитанный (см. табл. 4, 5) средний уровень выбросов при производстве чугуна в России в 2010 г. (около 5,5 тыс. т CH_4

или 115 тыс. т CO_2 -эквивалента) составляет дополнительно около 25 % выбросов CH_4 в черной металлургии от данных Национального кадастра.

Дальнейшие инструментальные и теоретические исследования условий образования метана в доменных печах, установления их зависимости от технологических параметров печей, а также эффективности использования доменного газа позволят усовершенствовать мониторинг выбросов загрязняющих веществ на металлургических предприятиях и повысить полноту и точность данных в Национальном кадастре антропогенных выбросов парниковых газов России.

Выводы. На основе термодинамических расчетов показана возможность вторичного образования CH_4 в колошниковом газе доменных печей в результате взаимодействия водорода с углеродом кокса, CO , CO_2 , H_2O доменного газа в верхней части шахты доменной печи при температуре ниже 1000 °С, соответствующей верхней ступени теплообмена. Концентрация CH_4 может составлять от 0,2 до 1,3 % (об.) в зависимости от используемых видов топлива, обогащения дутья кислородом, температуры выхода колошникового газа и избыточного давления. В связи с высокой скоростью прохождения дутья через доменную печь равновесные концентрации газов в печи могут не достигаться, тем не менее содержание CH_4 в доменном газе следует ожидать при вдувании в печь природного газа и температуре выхода колошникового газа 150 – 400 °С, соответствующей максимальным равновесным концентрациям CH_4 . Выбросы CH_4 в атмосферу в результате потерь доменного газа и его неполного окисления при горении могут составить от 0,008 до 0,558 кг/т чугуна. Средний уровень выбросов при производстве чугуна в России в 2010 г. по данным расчетов составил около 5,5 тыс. т CH_4 или 115 тыс. т CO_2 -эквивалента.

Таблица 5

Расчет выбросов CH_4 в результате недожога доменного газа

Параметр	Значение		
	минимальное	максимальное	среднее
Выход доменного газа, м ³ /т чугуна	1250	2150	1430
Потери доменного газа, % (об.)	0,5	2,5	1,5
Объем сжигания доменного газа, м ³ /т чугуна	1 244	2 096	1 409
Содержание метана в доменном газе, % (об.)	0,2	1,3	0,6
Коэффициент недожога	0,005	0,005	0,005
Удельные выбросы CH_4 , м ³ /т чугуна	0,012	0,136	0,042
Плотность CH_4 , кг/м ³	0,668	0,668	0,668
Удельные выбросы CH_4 , кг/т чугуна	0,008	0,091	0,028
Производство чугуна в России (2010 г.), тыс. т/год	47 812,7	47 812,7	47 812,7
Выбросы CH_4 , т/год	397,4	4353,2	1350,0
Коэффициент перевода в CO_2 -эквивалент, т CO_2 /т CH_4	21,0	21,0	21,0
Выбросы CH_4 в CO_2 -эквиваленте, т CO_2 -экв./год	8344,5	91 416,6	28 350,6

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Национальный доклад Российской Федерации о кадастре антропогенных выбросов из источников и абсорбции поглотителями парниковых газов, не регулируемых Монреальским протоколом за 1990 – 2009 г. Ч. 1 / А.И. Нахутин, М.Л. Гитарский, А.А. Романовская и др. – М.: ФГБУ «ИГКЭ Росгидромета и РАН», 2012. – 386 с.
2. Люнген Х.Б., Петерс М., Шмеле П. // Черные металлы. Август – сентябрь 2010. С. 52 – 65.
3. Руководящие принципы национальных инвентаризаций парниковых газов МГЭИК, 2006 г. // Программа МГЭИК по национальным кадастрам парниковых газов / Под ред. Х.С. Игглестон, Л. Буэндиа, К. Мива и др. – Япония: ИГЕС, 2007.
4. Integrated Pollution Prevention and Control (IPPC). Best Available Techniques Reference Document on the Production of Iron and Steel. – European Commission, 2001. – 383 p.
5. Металлургия чугуна: Учеб. для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. / Под ред. Ю.С. Юсфина – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.
6. Лисиенко В.Г., Щелоков Я.М., Ладыгичев М.Г. Хрестоматия энергосбережения: Справ. В 2-х т. Т. 1 – М.: Теплотехник, 2005. – 688 с.
7. Доменное производство: Справ. В 2-х т. Т. 1. Подготовка руд и доменный процесс / Под ред. Вегмана Е.Ф. – М.: Металлургия, 1989. – 496 с.
8. Юсфин Ю.С., Леонтьев Л.И., Черноусов П.И. Промышленность и окружающая среда. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2002. – 469 с.
9. Аносов В.Г., Фоменко А.П., Крутас Н.В., Цаплина Т.С. // Металургія (Наукові праці ЗДІА). – Запоріжжя: РВВ ЗДІА, 2009. Вип. 20. С. 37 – 43.
10. Ярошевский С.Л. // Наукові праці. «Металургія». – Донецький національний технічний університет, 2007. Вип. 9(122). С. 19 – 30.
11. Аносов В.Г., Лаптев Д.А. // Металургія (Наукові праці ЗДІА). – Запоріжжя: РВВ ЗДІА, 2011. Вип. 23. – 8 с.
12. Технико-экономические показатели работы печей и агрегатов предприятий черной металлургии России в 2010 году. Ежегодный статистический сборник. Ч. 1. Работа аглофабрик, доменных печей и коксовых батарей // ЦНИИ Информации и технико-экономических исследований черной металлургии, 2011 г.
13. Пересмотренные руководящие принципы национальных инвентаризаций парниковых газов, МГЭИК. 1996. Т. 2: Рабочая книга по инвентаризации парниковых газов. / Под ред. Д.Т. Хоутона, Л.Г. Мейра Филхо, Б. Лим и др. – Великобритания, Межправительственная группа экспертов по изменению климата (МГЭИК), Организация экономического сотрудничества и развития (ОЭСР), Международное энергетическое агентство (МЭА), 1997.
14. ГОСТ 30319.1-96. Газ природный. Методы расчета физических свойств. Определение физических свойств природного газа, его компонентов и продуктов его переработки.

© 2012 г. *Р.А. Казаков, Г.С. Подгородецкий, Ю.С. Юсфин, В.П. Зволинский*
 Поступила 15 мая 2012 г.

А.А. Александров, Г.С. Спрыгин, В.Я. Дашевский

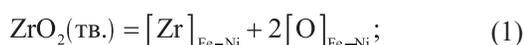
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

ВЛИЯНИЕ ЦИРКОНИЯ НА РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe–Ni*

Сплавы на основе системы Fe–Ni широко используются в современной технике. Содержащийся в этих сплавах кислород снижает их служебные свойства. Изучение физико-химических свойств растворов кислорода в расплавах системы Fe–Ni позволит оптимизировать процессы получения этих сплавов.

При производстве прецизионных железоникелевых сплавов применяют цирконий в качестве модификатора. Этот элемент имеет более высокое сродство к кислороду, чем железо и никель. Если присаживать цирконий в нераскисленный расплав, значительная его часть может окислиться и быть потеряна. Следовательно исследование термодинамики растворов кислорода в железоникелевых расплавах, содержащих цирконий, представляет как научный, так и практический интерес.

Процесс взаимодействия циркония с кислородом в расплавах системы Fe–Ni может быть описан реакцией



$$K_{(1)} = \frac{([\% \text{Zr}] f_{\text{Zr}})([\% \text{O}] f_{\text{O}})^2}{a_{\text{ZrO}_2}}, \quad (1a)$$

где f_i – коэффициент активности при выражении концентрации компонентов в массовых процентах.

Термодинамика растворов кислорода в расплавах железа, содержащего цирконий, изучена в значительном количестве работ [1 – 13], однако полученные результаты не всегда удовлетворительно согласуются между собой (рис. 1). В справочнике [14] проведен детальный анализ этих исследований, где в качестве наиболее достоверных данных рекомендуется использовать результаты работы [4], в которой приведены следующие значения параметров, характеризующих реакцию (1) и растворы циркония в жидком железе:

$$\lg K_{(1)(\text{Fe})} = -57\,000/T + 21,8;$$

$$\Delta G_{(1)(\text{Fe})}^\circ = 1\,090\,000 - 417T, \text{ Дж/моль};$$

$$e_{\text{Zr}(\text{Fe})}^{\text{Zr}} = 0; e_{\text{Zr}(\text{Fe})}^{\text{O}} = -12; e_{\text{O}(\text{Fe})}^{\text{Zr}} = -2,1.$$

В работе [4] определена зависимость растворимости кислорода в жидком железе от содержания циркония для четырех весьма низких содержаний циркония ($7 \cdot 10^{-5} \div 2 \cdot 10^{-3} \% \text{Zr}$) (рис. 2). Экстраполяцию полученной зависимости на широкий диапазон содержаний циркония, как это сделали авторы, следует считать весьма приближенной.

В последнее время вновь исследована зависимость растворимости кислорода в жидком железе от содержания циркония [15], результаты этой работы также приведены на рис. 2. Изученный интервал содержаний циркония в этой работе существенно шире ($2 \cdot 10^{-3} \div 0,65 \% \text{Zr}$). Как видно из приведенных на рис. 2 данных, результаты работ [4] и [15] хорошо дополняют друг друга. На рис. 2 показаны также приведенные в справочнике [14] данные работ [12, 13], экспериментальные результаты которых близки к рекомендуемым, однако определенная в этих работах раскислительная способность циркония в железе несколько ниже, чем в работах [4] и [15].

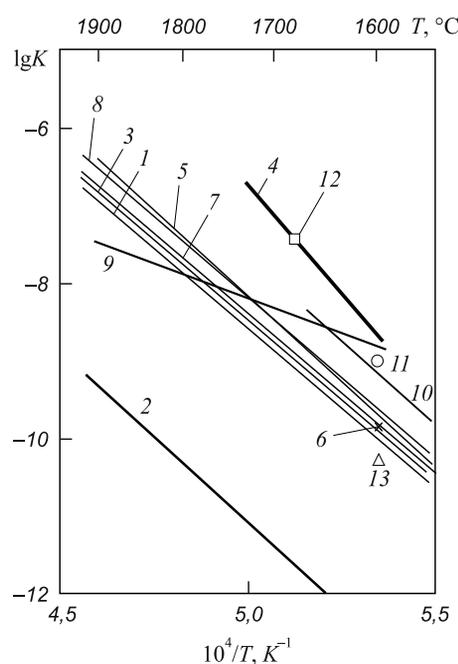


Рис. 1. Зависимость величин $\lg K$ от температуры по данным работ: 1 – [1]; 2 – [2]; 3 – [3]; 4 – [4]; 5 – [5]; 6 – [6]; 7 – [7]; 8 – [8]; 9 – [9]; 10 – [10]; 11 – [11]; 12 – [12]; 13 – [13]

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 11-03-12119-офи-м-2011).

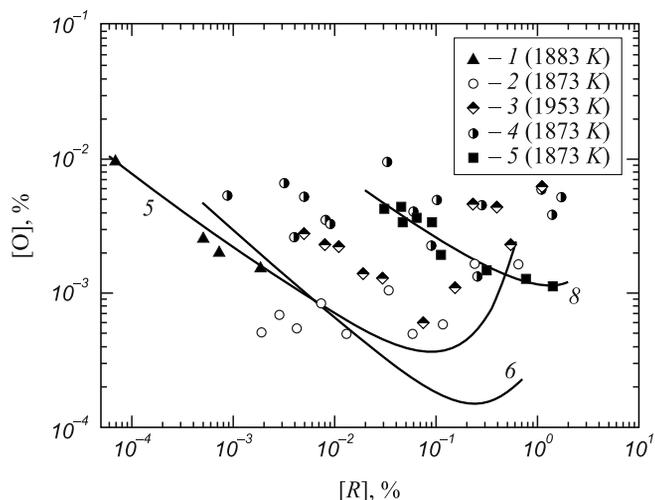


Рис. 2. Зависимость равновесной концентрации кислорода в чистом железе (1 – 6) и в расплаве Fe–40 % Ni (7, 8) от содержания циркония (1 – 5, 7, 8) и алюминия (6): 1 – [4]; 2 – [15]; 3 – [12]; 4 – [13]; 5 – уравнение (4); 6 – 1873 К [14]; 7 – данные настоящего исследования; 8 – уравнение (5)

Концентрация кислорода в расплаве, равновесная с заданным содержанием циркония, может быть рассчитана по уравнению

$$\lg [\% \text{ O}]_{\text{Fe-Ni}} = \frac{1}{2} \left\{ \lg K_{(1)} + \lg a_{\text{ZrO}_2} - \lg [\% \text{ Zr}] - \left[e_{\text{Zr(Fe-Ni)}^{\text{Zr}}} + 2e_{\text{O(Fe-Ni)}^{\text{Zr}}} \right] [\% \text{ Zr}] - \left[2e_{\text{O(Fe-Ni)}^{\text{O}}} + e_{\text{Zr(Fe-Ni)}^{\text{O}}} \right] [\% \text{ O}] \right\}, \quad (2)$$

где e_i^j – параметр взаимодействия первого порядка при выражении концентрации компонентов в массовых процентах. Оксид ZrO_2 при 1873 К твердый ($T_{\text{пл}} = 2953 \text{ К}$ [16]), поэтому $a_{\text{ZrO}_2} = 1$. Величину $[\% \text{ O}]$ в правой части уравнения (2) в связи с ее малостью можно выразить через отношение $(K_{(1)}/[\% \text{ Zr}])^{1/2}$, если принять в уравнении (1а), что $f_{\text{Zr}} \approx 1$ и $f_{\text{O}} \approx 1$. Такая замена не вносит заметной погрешности в расчеты [17]. Тогда уравнение (2) примет вид

$$\lg [\% \text{ O}]_{\text{Fe-Ni}} = \frac{1}{2} \left\{ \lg K_{(1)} - \lg [\% \text{ Zr}] - \left[e_{\text{Zr(Fe-Ni)}^{\text{Zr}}} + 2e_{\text{O(Fe-Ni)}^{\text{Zr}}} \right] [\% \text{ Zr}] - \left[2e_{\text{O(Fe-Ni)}^{\text{O}}} + e_{\text{Zr(Fe-Ni)}^{\text{O}}} \right] \left(K_{(1)}/[\% \text{ Zr}] \right)^{1/2} \right\} \quad (2a)$$

или в общем виде

$$\lg [\% \text{ O}]_{\text{Fe-Ni}} = A - 1/2 \lg [\% \text{ Zr}] + B [\% \text{ Zr}] + \frac{C}{[\% \text{ Zr}]^{1/2}}. \quad (3)$$

Совместная обработка экспериментальных данных работ [4] и [15] по уравнению (3) дает следующие значения коэффициентов в этом уравнении при 1873 К:

$$\lg [\% \text{ O}]_{\text{Fe}} = -4,179 - 1/2 \lg [\% \text{ Zr}] + 2,418 [\% \text{ Zr}] + \frac{0,680 \cdot 10^{-3}}{[\% \text{ Zr}]^{1/2}}. \quad (4)$$

В уравнении (3)

$$A = 1/2 \lg K_{(1)}; \quad B = -1/2 \left[e_{\text{Zr(Fe-Ni)}^{\text{Zr}}} + 2e_{\text{O(Fe-Ni)}^{\text{Zr}}} \right];$$

$$C = -1/2 \left[2e_{\text{O(Fe-Ni)}^{\text{O}}} + e_{\text{Zr(Fe-Ni)}^{\text{O}}} \right] \left(K_{(1)} \right)^{1/2}.$$

С учетом численных значений коэффициентов в уравнении (4), значения $e_{\text{O(Fe)}^{\text{O}}}^{\text{O}} = -0,17$ [14] и того факта, что $\varepsilon_{\text{Zr}}^{\text{O}} = \varepsilon_{\text{O}}^{\text{Zr}}$ [18], получим: $e_{\text{Zr(Fe)}^{\text{O}}}^{\text{O}} = -20,21$; $e_{\text{O(Fe)}^{\text{Zr}}}^{\text{Zr}} = -3,54$; $e_{\text{Zr(Fe)}^{\text{Zr}}}^{\text{Zr}} = 2,25$; $\lg K_{(1)(\text{Fe})} = -8,359$; $K_{(1)(\text{Fe})} = 4,379 \cdot 10^{-9}$, откуда $\Delta G_{(1)(\text{Fe})}^{\text{O}} = 299\,726 \text{ Дж/моль}$.

На рис. 2 приведена также зависимость растворимости кислорода в расплавах железа от содержания алюминия при 1873 К (кривая 6) [14]. Как видно из приведенных данных, при содержании циркония до ~0,006 % он обладает чуть более высокой раскислительной способностью, чем алюминий. При более высоком содержании циркония раскислительная способность алюминия выше, чем циркония.

В железоникелевых сплавах, содержащих цирконий, растворимость кислорода ранее не исследовалась. Проведенные авторами исследования термодинамики растворов кислорода в железоникелевых сплавах, содержащих хром [19], марганец [20], ванадий [21], кремний [22], углерод [23], титан [24] и алюминий [25] показали, что растворимость кислорода в этих сплавах может существенно отличаться от растворимости в чистом железе в связи с изменением сил связей кислорода и элемента-раскислителя с основой расплава.

В данной работе впервые исследована растворимость кислорода в железоникелевых расплавах, содержащих цирконий. В качестве объекта исследования выбран сплав Fe–40 % Ni, широко используемый в современной технике.

Эксперименты проводили в печи с индукционным нагревом, питаемой от высокочастотного генератора (400 кГц) мощностью 10 кВ·А. Схема экспериментальной установки приведена на рис. 3. В качестве шихты использовали карбонильное железо (99,9 %), электролитический никель (99,95 %) и иодидный цирконий (99,99 %). Масса шихты составляла ~100 г. Навеску металла, содержащую компоненты в соотношении, отвечающем по составу исследуемым сплавам, помещали в тигель из ZrO_2 , который устанавливали во внешний защитный тигель из Al_2O_3 . Шихту загружали в плавильную камеру и расплавляли в атмосфере Ar– H_2 . Водород и аргон предварительно проходили систему очистки от примесей кислорода, водяного пара, сернистых соединений, органики, механических и других примесей. Расход аргона составлял 150 мл/мин, водорода – 50 мл/мин. После расплавления металла подачу водорода прекращали

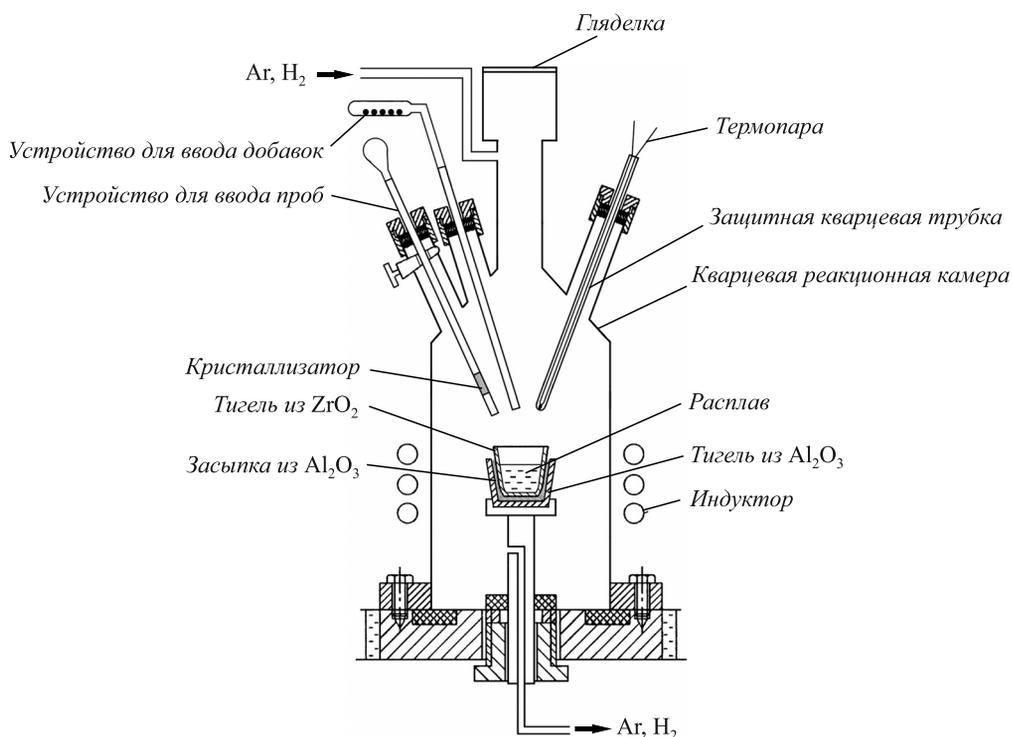


Рис. 3. Схема экспериментальной установки

и плавку вели в атмосфере аргона (расход – 150 мл/мин) при температуре 1873 К. Добавки циркония вводили в жидкий металл без нарушения герметичности печи, затем расплав выдерживали при заданной температуре до равновесия в атмосфере Ar. Температуру замеряли термомпарой Pt-6 % Rh/Pt-30 % Rh.

После достижения состояния равновесия из расплава отбирали пробу, которую анализировали на содержание компонентов. Общее время выдержки, необходимое для достижения состояния равновесия, определенное по результатам предварительных экспериментов, составляло ~30 мин. Анализ проб металла на содержание кислорода проводился на газоанализаторе фирмы LECO модели TC-600, а на содержание других компонентов – на последовательном атомно-эмиссионном спектрометре с индукционной плазмой фирмы Horiba Jobin Yvon модели ULTIMA 2.

Полученные экспериментальные результаты приведены в таблице и на рис. 2. Как видно из приведенных данных, цирконий в расплаве Fe–40 % Ni обладает весьма высокой раскислительной способностью: при содержании циркония 1,39 % концентрация кислорода составила 0,00113 %, тогда как в сплаве Fe–40 % Ni при 1873 К растворимость кислорода составляет 0,17 % [26]. Срав-

нение экспериментальных результатов и литературных данных по раскислительной способности циркония в расплавах чистого железа, приведенных на рис. 2, показывает, что раскислительная способность циркония в расплаве Fe–40 % Ni несколько ниже, чем в чистом железе. Это связано с тем, что по мере возрастания содержания никеля в расплаве силы связей циркония с основной расплава увеличиваются в гораздо большей степени ($\gamma_{Zr(Fe)}^\circ = 0,043$ [14]; $\gamma_{Zr(Ni)}^\circ = 6,48 \cdot 10^{-6}$ [17]), чем ослабевают силы связей кислорода ($\gamma_{O(Fe)}^\circ = 0,0105$ [27]; $\gamma_{O(Ni)}^\circ = 0,357$ [27]). Аналогичная картина наблюдается и в случае расплавов систем Fe–Ni–Ti–O [24] и Fe–Ni–Al–O [25]. Обработка экспериментальных данных по уравнению (3) дает следующие значения коэффициентов в этом уравнении при 1873 К:

$$\lg[\% O]_{Fe-40\% Ni} = -3,111 - 1/2 \lg[\% Zr] + 0,172[\% Zr] + \frac{2,860 \cdot 10^{-3}}{[\% Zr]^{1/2}}. \quad (5)$$

С учетом численных значений коэффициентов в уравнении (5) и значения $e_{O(Fe-40\% Ni)}^\circ = -0,104$ [19] для сплава Fe–40 % Ni при 1873 К получили: $e_{Zr(Fe-40\% Ni)}^\circ = -7,16$;

Равновесные концентрации циркония и кислорода в сплаве Fe–40 % Ni при 1873 К, %

[Ni]	[Zr]	[O]	[Ni]	[Zr]	[O]	[Ni]	[Zr]	[O]
40,5	0,030	0,00427	40,2	0,064	0,00368	38,2	0,31	0,00149
40,2	0,045	0,00439	40,5	0,091	0,00335	38,8	0,76	0,00128
40,6	0,047	0,00341	40,5	0,11	0,00193	38,9	1,39	0,00113

$$e_{O(Fe-40\%Ni)}^{Zr} = -1,25; e_{Zr(Fe-40\%Ni)}^{Zr} = 2,16, \lg K_{(1)} = -6,221;$$

$$K_{(1)(Fe-40\%Ni)} = 6,011 \cdot 10^{-7}; \Delta G_{(1)(Fe-40\%Ni)}^{\circ} = 223\,078 \text{ Дж/моль.}$$

Полученные результаты растворимости кислорода при 1873 К в расплаве Fe-40 % Ni, содержащем цирконий, приведены на рис. 4 в сравнении с аналогичными данными о зависимости растворимости кислорода в этом расплаве от содержания хрома [19], марганца [20], ванадия [21], кремния [22], углерода [23], титана [24] и алюминия [25]. Как видно из приведенных данных, из изученных элементов наибольшей раскислительной способностью обладает алюминий, меньшая, но достаточно высокая раскислительная способность у циркония. В порядке убывания раскислительной способности остальные элементы можно расположить в ряд: титан, углерод, кремний, марганец, ванадий, хром. Горизонтальной линией на рис. 4 показана растворимость кислорода в расплаве Fe-40 % Ni [26].

Выводы. В результате впервые проведенных исследований растворимости кислорода в железоникелевых сплавах, содержащих цирконий, на примере сплава Fe-40 % Ni показано, что цирконий весьма существенно снижает растворимость кислорода в этом расплаве. Определены значения константы равновесия реакции взаимодействия циркония и кислорода, растворенных в расплаве Fe-40 % Ni, и параметров взаимодействия, характеризующих эти растворы: $e_{Zr(Fe-40\%Ni)}^O = -7,16;$
 $e_{O(Fe-40\%Ni)}^{Zr} = -1,25; e_{Zr(Fe-40\%Ni)}^{Zr} = 2,16, \lg K_{(1)} = -6,221;$
 $K_{(1)(Fe-40\%Ni)} = 6,011 \cdot 10^{-7}; \Delta G_{(1)(Fe-40\%Ni)}^{\circ} = 223\,078 \text{ Дж/моль.}$

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Chipman J. Basic Open Hearth Steelmaking. AIME. New York. 1951. Chap. 16. P. 621 – 690.
2. Кинне Г., Вишкарёв А.Ф., Явойский В.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1963. № 5. С. 65 – 69.
3. Chipman J., Elliott J.F. Electric Furnace Steelmaking. AIME. 1963. Vol. II. Chap. 16. P. 95 – 179.
4. Kitamura O., Ban-ya S., Fuwa T. // The Second Japan – USSR Joint Symposium on Physical Chemistry of Metallurgical Processes, Special Report No. 10, Iron Steel Inst. Japan. 1969. P. 47 – 53.
5. Bužek Z., Hutla A. Freiburger Forsch. H.V. 1969. B. 117. S. 59 – 73.
6. Bužek Z. Chemical Metallurgy of Iron and Steel, ISI. 1971. P. 173 – 177.
7. Ichise E., Morigo-oka A., Morigi T. JSPS 19th Com. Rept. 1971. Vol. 9332. Sept. P. 173 – 177.
8. Теплицкий Е.Б., Владимиров Л.П. // Металлы. 1972. № 4. С. 51 – 54.
9. Yamamura M., Fuwa T. // Tetsu-to-Hagane. 1973. Vol. 59. P. S52.
10. Теплицкий Е.Б., Владимиров Л.П. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1973. № 3. С. 5 – 7.

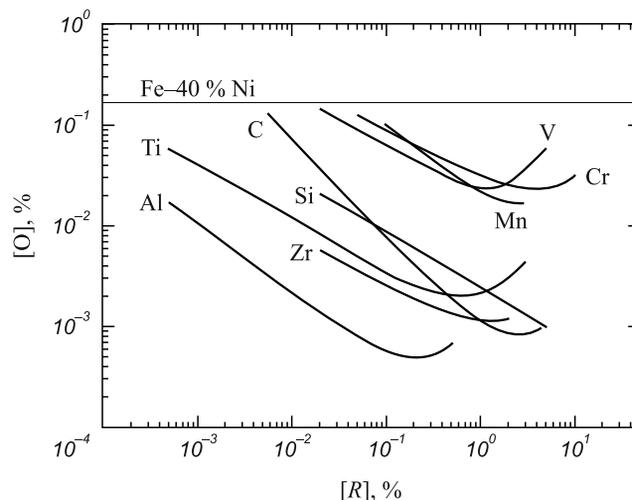


Рис. 4. Зависимость растворимости кислорода в расплаве Fe-40 % Ni от содержания элемента-раскислителя R при 1873 К

11. Narita K. // Kobe Steel Engineering Reports. 1974. Vol. 24. No. 1. P. 86 – 92.
12. Fruehan R.J. // Met. Trans. 1974. Vol. 5B. P. 345 – 347.
13. Janke D., Fischer W.A. // Arch. Eisenhüttenw. 1976. B. 47. S. 195 – 198.
14. Steelmaking Data Sourcebook. N.Y. – Tokyo: Gordon & Breach Science Publ. 1988. – 325 p.
15. Inoue R., Ariyama T., Suito H. // ISIJ International. 2008. Vol. 48. No 9. P. 1175 – 1181.
16. Туркдоган Е.Т. Физическая химия высокотемпературных процессов. – М.: Металлургия, 1985. – 345 с.
17. Куликов И.С. Раскисление металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
18. Вагнер К. Термодинамика сплавов. – М.: Металлургиздат, 1957. – 179 с.
19. Дашевский В.Я., Макарова Н.Н., Григорович К.В., Кашин В.И. // Металлы. 1998. № 4. С. 3 – 9.
20. Дашевский В.Я., Кацнельсон А.М., Макарова Н.Н., Кашин В.И. // Металлы. 1996. № 5. С. 3 – 11.
21. Александров А.А., Макаров М.А., Дашевский В.Я. // Металлы. 2008. № 1. С. 17 – 27.
22. Dachevskii V.Ya., Katsnelson A.M., Makarova N.N. et al. // ISIJ International. 2003. Vol. 43. No. 10. P. 1487 – 1494.
23. Александров А.А., Макаров М.А., Дашевский В.Я. // Металлы. 2006. № 4. С. 3 – 10.
24. Александров А.А., Дашевский В.Я., Макаров М.А., Спрыгин Г.С. // Металлы. 2008. № 4. С. 3 – 13.
25. Dachevskii V.Ya., Makarova N.N., Grigorovich K.V. et al. // ISIJ International. 2005. Vol. 45. No 1. P. 8 – 11.
26. Дашевский В.Я., Макарова Н.Н., Григорович К.В., Кашин В.И. // ДАН. 1997. Т. 357. № 6. С. 789 – 791.
27. Chiang T., Chang Y.A. // Metall. Trans. 1976. Vol. 7B. P. 453 – 457.

© 2012 г. А.А. Александров, Г.С. Спрыгин,
 В.Я. Дашевский
 Поступила 16 мая 2012 г.

А.М. Зборицк

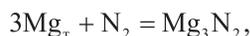
Донецкий национальный технологический университет

ВЛИЯНИЕ НИТРИДООБРАЗОВАНИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ДЕСУЛЬФУРАТОРА ПРИ ИНЖЕКТИРОВАНИИ МАГНИЯ В ЧУГУН АЗОТОМ

Азот широко применяется в качестве транспортирующего газа для инжектирования магния в металл при внедоменной десульфурации чугуна. Однако в настоящее время в научно-технической литературе содержатся крайне противоречивые сведения о возможном его влиянии на эффективность использования магния при десульфурации чугуна [1 – 8]. Поэтому в настоящей работе ставилась задача уточнить характер влияния азота на эффективность использования десульфуратора.

Возможность образования и устойчивого существования в чугуне нитридов магния при инжектировании гранулированного магния в металл азотом наиболее полно проанализирована авторами работы [9], которые рассматривали термодинамические условия протекания следующих реакций (рис. 1).

При движении двухфазного потока вдоль фурмы азот может взаимодействовать с твердым и жидким магнием по реакциям



$$\Delta G_1^\circ = -460\,200 + 202,9T \text{ Дж/моль } (298 - 922 \text{ К}); \quad (1)$$



$$\Delta G_2^\circ = -489\,440 + 232,6T \text{ Дж/моль } (922 - 1362 \text{ К}). \quad (2)$$

В нижней части фурмы возможно частичное испарение магния и протекание реакции

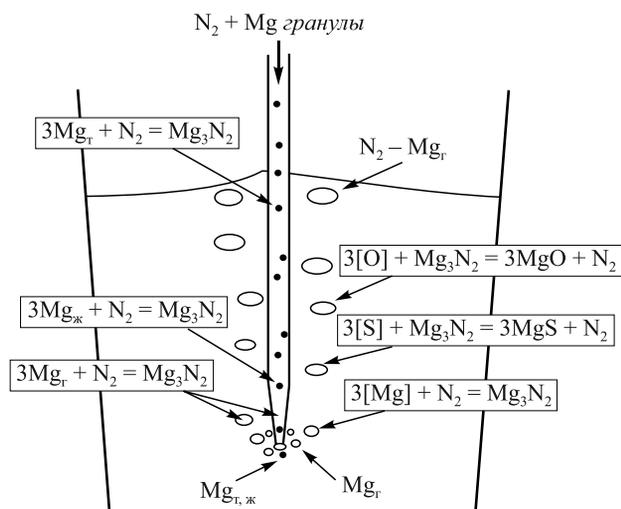
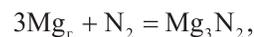


Рис. 1. Реакции, протекающие при инжектировании гранулированного магния в чугун азотом



$$\Delta G_3^\circ = -868\,200 + 510,8T \text{ Дж/моль } (1372 - 1700 \text{ К}). \quad (3)$$

В объеме чугуна вблизи выходного отверстия фурмы происходит испарение магния и частичное растворение его в металле. Поэтому азот может взаимодействовать как с газообразным, так и с растворенным в чугуне магнием по реакции



$$\Delta G_4^\circ = -810\,000 + 468,4T \text{ Дж/моль}. \quad (4)$$

С точки зрения термодинамики взаимодействие магния с азотом по реакциям (1) и (2) возможно. Однако, учитывая сравнительно низкие температуры, высокую скорость двухфазного потока в фурме, наличие на поверхности гранул магния защитного солевого покрытия и другое, авторы работы [9] пришли к выводу, что эти реакции не получают существенного развития.

В непосредственной близости от выходного отверстия фурмы термодинамические и кинетические условия протекания реакций (3) и (4) весьма благоприятны. Экспериментальным подтверждением образования нитрида магния по реакции (3) могут служить данные работы [6], авторы которой в ходе лабораторного исследования десульфурации чугуна инжектированием магния в потоке азота наблюдали случаи закупоривания внутреннего канала фурмы. Рентгеноспектральный анализ вещества, которое закупоривало канал фурмы, показал наличие в его составе Mg_3N_2 , MgO , металлического магния и др. В промышленных условиях при вдувании магния в чугун через фурмы с испарительными камерами на внутренней поверхности камер обычно наблюдаются отложения, для удаления которых поверхность камеры опрыскивают водой. При этом ощущается характерный запах аммиака, образующегося по реакции

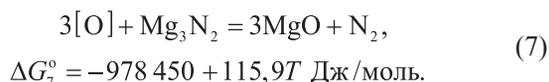
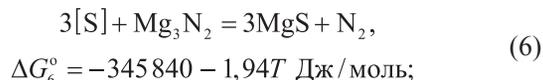


Образовавшиеся вблизи выходного отверстия фурмы нитриды магния выносятся из металла всплывающими пузырьками газа или остаются в чугуне.

По мере всплывания пузырей давление в них понижается. Кроме того, в результате взаимодействия с при-

месями чугуна уменьшается содержание магния в газовой фазе. Поэтому в верхних горизонтах ковша реакции (3) и (4) могут протекать в направлении диссоциации нитрида магния.

В объеме чугуна и у поверхности всплывающих пузырей возможно протекание реакций



Термодинамические условия протекания реакций (6) и (7) авторы работы [9] считают весьма благоприятными, так как, согласно выполненной ими оценке, в равновесии с нитридом магния при 1350 °С содержание серы в чугуне не превышает 10⁻⁴ %, а содержание кислорода на несколько порядков меньше фактической концентрации его в металле.

Результаты приведенного выше анализа свидетельствуют о том, что негативное влияние азота на эффективность десульфурации чугуна магнием становится возможным, если образовавшиеся вблизи выходного отверстия фурмы нитриды магния выносятся из металла или подвергаются термической диссоциации вблизи поверхности расплава, в результате чего образующийся при диссоциации нитридов газообразный магний не успевает взаимодействовать с примесями чугуна.

Для количественной оценки потерь магния при использовании в качестве транспортирующего газа азота необходимо сравнить эффективность десульфурации чугуна при инжестировании магния в металл азотом и аргоном. Если эти исследования проведены в ковшах разного тоннажа, а также при использовании существенно отличающихся режимов обработки, сравнение результатов возможно только при наличии математической модели, которая корректно отражает влияние параметров технологического процесса на результаты обработки.

В работе [10] показано, что изменение растворимости магния в чугуне и условий растворения его в обрабатываемом металле не оказывает существенного влияния на эффективность десульфурации. Это возможно только в случае, когда сера удаляется из чугуна главным образом в результате гетерогенной реакции у поверхности всплывающих в металле пузырей пара десульфуратора.

В работах [11, 12] описана математическая модель десульфурации чугуна всплывающими пузырями паробразного магния и инертного газа. На примере приведенных авторами работы [7] результатов опытно-промышленного исследования десульфурации чугуна инжестированием порошкообразного магния в потоке азота показано, что эта модель позволяет с достаточной

точностью прогнозировать влияние изменения концентрации серы в металле, температуры чугуна и параметров технологического процесса на эффективность обработки.

В таблице представлены для сравнения результаты десульфурации чугуна инжестированием гранулированного магния в заливочные ковши сталеплавильных цехов в потоке аргона и азота на металлургических предприятиях Украины и Китая, опубликованные авторами работы [9] со ссылкой на работу [14].

Обработка при помощи указанной выше математической модели данных о десульфурации чугуна в 300-т ковше с использованием в качестве транспортирующего газа аргона показала, что они могут быть описаны с использованием численного значения коэффициента *K*, равного 0,113 м⁻¹. Найденное значение этого коэффициента было использовано для оценки результатов десульфурации чугуна в 200-т ковше с применением в качестве транспортирующего газа азота. При понижении содержания серы в чугуне от 0,027 до 0,007 % среднее за время обработки расчетное значение степени использования магния при десульфурации чугуна ($\bar{\eta}_s$) получено равным 0,657, что соответствует удельному расходу магния 0,231 кг/т. С учетом того, что указанная авторами работы [14] глубина ввода магния в металл в 200-т ковше представляется несколько завышенной, расчетная величина удельного расхода магния практически совпадает с приведенным в таблице фактическим его значением.

Критически оценивая данные таблицы, необходимо отметить, что такие значения $\bar{\eta}_s$ могут быть получены только в отдельных случаях, когда эффективность обработки по ряду причин была наиболее высокой. Средние для большого массива ковшей значения $\bar{\eta}_s$ обычно значительно ниже.

Исследования десульфурации чугуна в крупных заливочных ковшах инжестированием гранулированного магния в потоке аргона выполнялись на опытно-промышленной установке в кислородно-конвертерном

Результаты десульфурации чугуна инжестированием гранулированного магния в потоке азота и аргона

Технологические параметры	Китай	Украина
Транспортирующий газ	Азот	Аргон
Масса чугуна, т	200	300
Высота металла в ковше, м	3	4
Глубина ввода магния, м	2,9	3,8
Температура чугуна, °С	1350	1300
Расход газа, нм ³ /ч	130	100
Расход магния, кг/мин	9	10
Содержание серы в чугуне, %:		
начальное	0,027	0,025
конечное	0,007	0,007
Удельный расход магния, кг/т чугуна	0,25	0,21

цехе (ККЦ) комбината «Азовсталь» [5,16]. Результаты исследования представлены на рис. 2 [15].

На рис. 2, *а* показаны результаты, полученные при подаче магния в металл через фурмы с испарительными камерами [5]. В этих экспериментах масса обрабатываемого чугуна изменялась от 245 до 295 т, в среднем составляя 264,8 т. Температура чугуна перед обработкой находилась в пределах 1260 – 1340 °С, содержание серы – 0,004 – 0,045 %. Удельный расход магния изменялся от 0,04 до 0,316 кг/т. Статистическая обработка результатов исследования показала, что в этих условиях зависимость $\bar{\eta}_s$ от среднего за время обработки содержания серы в металле $[\bar{S}]$ описывает уравнение

$$\bar{\eta}_s = (1,13257 + 0,0102292/[\bar{S}])^{-1}. \quad (8)$$

На рис. 2, *б* показаны результаты аналогичного исследования, приведенные в работе [16]. Исходя из этих данных, зависимость $\bar{\eta}_s$ от $[\bar{S}]$ может быть получена в виде

$$\bar{\eta}_s = \exp(-0,282335 - 0,00480611/[\bar{S}]). \quad (9)$$

На рис. 2, *в* показаны результаты, полученные при подаче магния в металл через прямооточные фурмы [5]. В этих экспериментах масса обрабатываемого чугуна изменялась от 232 до 311 т, в среднем составляя 292 т. Температура чугуна перед обработкой находилась в пределах 1255 – 1320 °С, содержание серы – 0,002 – 0,046 %. Удельный расход магния изменялся от 0,073 до 0,316 кг/т. Полученную по результатам этого исследования зависимость $\bar{\eta}_s$ от $[\bar{S}]$ описывает уравнение

$$\bar{\eta}_s = (0,971881 + 0,0144078/[\bar{S}])^{-1}. \quad (10)$$

Анализ данных на рис. 2 показывает, что средние значения $\bar{\eta}_s$ во всех рассмотренных случаях значительно ниже рассчитанных на основании данных таблицы.

В настоящее время металлургические предприятия России и Украины освоили технологию десульфурации чугуна в крупных заливочных ковшах инжектированием гранулированного магния совместно с порошкообразной флюидизированной известью. Эффективность использования десульфураторов в этом процессе проанализирована авторами работ [17 – 19], в которых показано, что дуваемая вместе с магнием в металл известь не оказывает существенного влияния на результаты обработки. Это позволяет провести непосредственное сравнение эффективности десульфурации чугуна в крупных заливочных ковшах при использовании в качестве транспортирующего газа аргона и азота.

При инжектировании магния и флюидизированной извести азотом в заливочные ковши ККЦ ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат» масса обрабатываемого чугуна изменялась от 244 до 311 т, в среднем

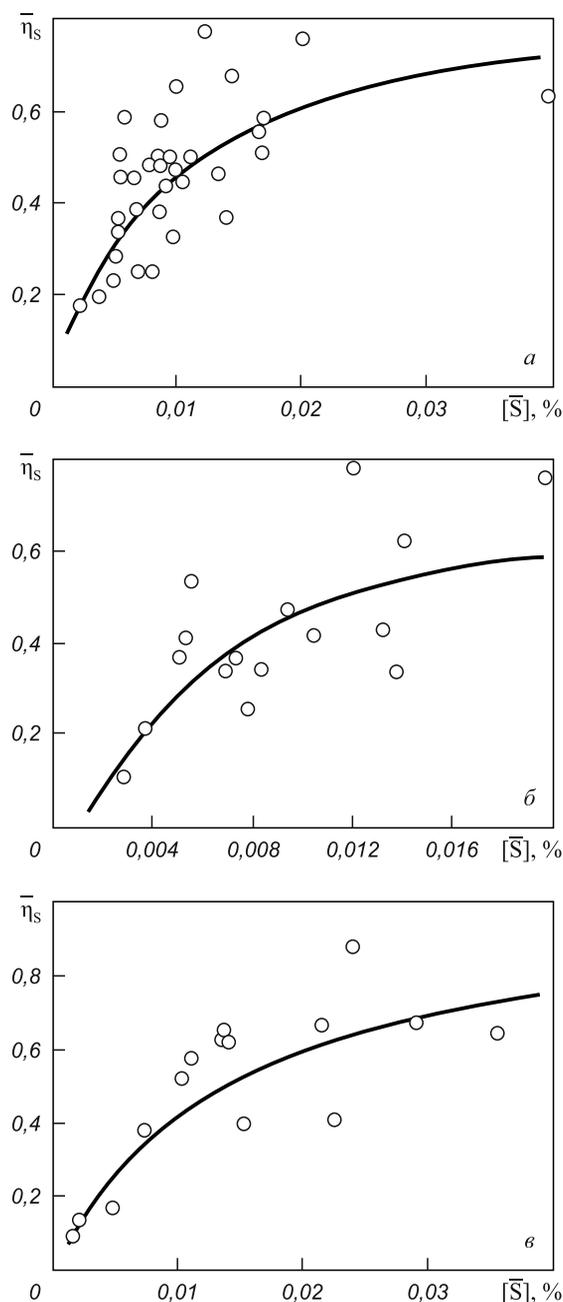


Рис. 2. Зависимость степени использования магния при десульфурации чугуна от концентрации серы в металле при инжектировании магния в заливочные ковши в потоке аргона: *а* – фурма с испарительной камерой; *б* – данные работы [16]; *в* – прямооточная фурма

составляя 280,7 т. На основании результатов этого исследования зависимость $\bar{\eta}_s$ от $[\bar{S}]$ получена в виде

$$\bar{\eta}_s = -0,124837 + 4,22274\sqrt{[\bar{S}]}. \quad (11)$$

При инжектировании магния и флюидизированной извести азотом в заливочные ковши ККЦ ПАО «Алчевский металлургический комбинат» (АМК) масса обрабатываемого чугуна изменялась от 242 до 299 т, составляя в среднем 275 т. Для доставки чугуна в ККЦ АМК используются ковши миксерного типа, поэтому темпе-

температура чугуна перед началом обработки была выше – 1350 – 1430 °С. Для этих условий зависимость $\bar{\eta}_s$ от $[\bar{S}]$ описывается уравнением

$$\bar{\eta}_s = \exp(-0,315121 - 0,00804182/[\bar{S}]). \quad (12)$$

При малых $[\bar{S}]$ рассчитанные по уравнениям (8) – (10) величины $\bar{\eta}_s$ значительно выше полученных по уравнениям (11) и (12). При высоких значениях $[\bar{S}]$ расчеты по уравнениям (8) – (12) дают практически одинаковые результаты. Такой характер зависимостей объясняется особенностями технологии получения низкосернистого чугуна в ККЦ комбината «Азовсталь» в ходе описанных выше исследований.

Во время проведения данных исследований содержание серы на выпуске из доменных печей комбината «Азовсталь» изменялось от 0,03 до 0,12 %. Поэтому для получения металла с особо низким содержанием серы требовалась двойная обработка чугуна магнием. Практически все количество чугуна подвергалось десульфурации в доменном цехе и поступало в миксерное отделение ККЦ с содержанием серы 0,005 – 0,030 % [20]. Часть металла дополнительно обрабатывали в заливочных ковшах после удаления миксерного шлака.

При переработке в ККЦ комбината «Азовсталь» чугуна, подвергнувшегося десульфурации магнием, концентрация растворенного в металле магния в миксерах и заливочных ковшах близка к равновесной с серой чугуна [21]. Поэтому при рафинировании в заливочных ковшах чугуна, предварительно прошедшего глубокую десульфурацию в доменном цехе, до начала обработки в металле уже имелось значительное количество магния. Это, безусловно, способствовало повышению эффективности использования магния при десульфурации чугуна в процессе обработки его в заливочных ковшах.

Этот вывод подтверждается анализом результатов десульфурации чугуна, приведенных на рис. 2. Согласно данным работы [21] при температуре 1300 °С значительное увеличение концентрации магния в чугуне наблюдается при содержании серы менее 0,015 %. При вводе магния в металл через фурмы с испарительными камерами (см. рис. 2, а, б) доли ковшей с исходным содержанием серы 0,004 – 0,015 % составляли соответственно 64,7 и 68,7 %. При подаче магния через прямоточные фурмы доля ковшей с исходным содержанием серы 0,002 – 0,015 % была равной 31,2 %. В результате этого при $[\bar{S}]$ менее 0,015 % рассчитанные по уравнению (8) значения $\bar{\eta}_s$ получаются выше рассчитанных по уравнению (10) на 0,05 – 0,03. При $[\bar{S}]$, равных 0,020 % и более, результаты расчетов по уравнениям (8) и (10) практически не отличаются.

Таким образом, высокая эффективность десульфурации чугуна при малых значениях $[\bar{S}]$ в заливочных ковшах ККЦ комбината «Азовсталь» объясняется скорее всего тем, что эта обработка проводилась после

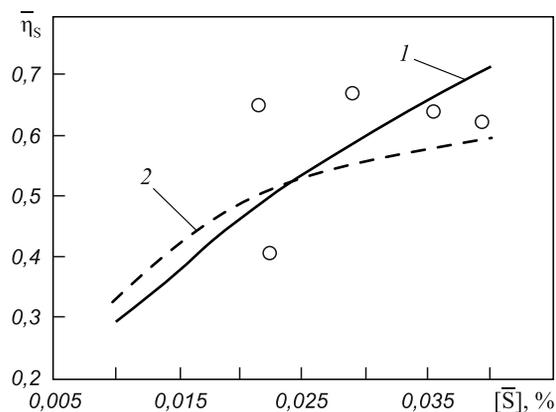


Рис. 3. Результаты десульфурации чугуна в заливочных ковшах инжектированием магния азотом и аргоном: 1 – результаты расчета по уравнению (11); 2 – результаты расчета по уравнению (12)

предварительной десульфурации чугуна магнием в чугуновозных ковшах [15].

С учетом этого, из данных на рис. 2, а, в были отобраны результаты обработки чугуна с исходным содержанием серы 0,033 – 0,047 %, который не подвергался предварительной десульфурации в чугуновозных ковшах. Как видно из рис. 3, при обработке этих ковшей эффективность использования магния при десульфурации чугуна не отличалась от результатов, достигнутых при инжектировании магния в металл азотом.

Таким образом, результаты описанного выше исследования дают основания утверждать, что при десульфурации чугуна инжектированием магния в металл в потоке азота значительных потерь магния не происходит. Это позволяет при выполнении технологических расчетов с достаточной для практических целей точностью рассматривать азот как нейтральный по отношению к магнию газ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Воронова Н.А., Стовпченко П.И., Шадрин К.В. и др. Интенсификация металлургических процессов вдуванием порошкообразных материалов. // Тр. респ. науч. конф. – М.: Металлургия, 1972. С. 66 – 72.
2. Воронова Н.А., Двоскин Б.В., Гулыга Д.В. и др. // Сталь. 1985. № 2. С. 13 – 15.
3. Двоскин Б.В., Гулыга Д.В., Харченко Н.С. Внепечная обработка металлических расплавов. // Сб. науч. тр. / Под ред. В.И. Надейк, – Киев: ИПЛ АН УССР, 1986. С. 18 – 21.
4. Шевченко А.Ф., Двоскин Б.В., Ткач Н.Т. и др. Тр. IV конгресса сталеплавыльщиков – М.: ОАО «Черметинформация», 1997. С. 229 – 232.
5. Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах – Киев: Наукова думка, 2011. – 205 с.
6. Nakanishi K., Ejima A., Suzuki T., Sudo F. // Tetsu to Hagane, Journal of ISIJ. 1978. Vol. 64. No 9. P. 1323 – 1332.
7. Зборщик А.М. // Металлы. 1999. № 4. С. 19 – 20.
8. Зборщик А.М., Власов П.Е., Черкашин И.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1986. № 6. С. 15.
9. Sun H., Liu Y.-C., Lu M.-J. // ISIJ International. 2009. Vol. 49. No 6. P. 771 – 776.

10. Зборщик А.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 21 – 24.
11. Доменный чугун с шаровидным графитом для крупных отливок / А.М. Зборщик, В.А. Курганов, Ю.Б. Бычков и др. – М.: Машиностроение, 1995. – 128 с.
12. Зборщик А.М., Лифенко Н.Т. // Изв. АН СССР. Металлы. 1990. № 1. С. 21 – 25.
13. Бигеев А.М. Металлургия стали: Учеб. для вузов. – М.: Металлургия, 1988. – 480 с.
14. Niu L., Zhuang H. // Research on Iron and Steel. 2005. Vol. 142. No 1. P. 52 – 54.
15. Зборщик А.М. // Сталь. 2005. № 10. С. 54 – 57.
16. Вергун А.С. Развитие теории и разработка ресурсо- и энергосберегающих технологий ковшевого рафинирования чугуна перед кислородно-конвертерной плавкой: Дис. ... докт. техн. наук. – Днепродзержинск, 2003. – 388 с.
17. Зборщик А.М., Куберский С.В., Писмарев К.Е. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 11. С. 10 – 12.
18. Зборщик А.М., Куберский С.В., Довгалюк Г.Я. и др. // Сталь. 2011. № 9. С. 16 – 19.
19. Зборщик А.М., Куберский С.В., Косолап Н.В. // Черная металлургия. 2011. № 12. С. 35 – 41.
20. Поживанов А.М. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 1992. № 3. С. 12 – 16.
21. Шевченко А.Ф., Зотов А.В., Двоскин Б.В. и др. // Теория и практика металлургии. 1999. № 4. С. 35 – 39.

© 2012 г. А.М. Зборщик
Поступила 13 июня 2012 г.

УДК 669.041:556.24.248

А.С. Ткачев, А.А. Кожухов, Э.Э. Меркер

Старооскольский технологический институт

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЛУЧЕННОСТИ СТЕН ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОДОВ РАЗЛИЧНОЙ КОНСТРУКЦИИ

Одним из направлений развития современного электросталеплавильного производства является внедрение современных энергосберегающих технологий, направленных на интенсификацию процесса выплавки стали в современной дуговой сталеплавильной печи. На современных сверхмощных дуговых сталеплавильных печах в большинстве случаев используются традиционные сплошные графитированные электроды. Однако в мировой практике имеет место применение [1, 2] так называемых полых (трубчатых) электродов [3, 4], использование которых позволяет [2, 5] осуществлять вдувание в зону электрической дуги различных газов, а следовательно увеличить градиент напряжения в электрической дуге, повысить устойчивость горения электрической дуги и ослабить эффект ее выдувания из-под электрода [2]. Таким образом, использование полых (трубчатых) электродов в сверхмощной дуговой сталеплавильной печи позволяет улучшить [1, 5] использование мощности трансформатора, что способствует повышению скорости расплавления металлошихты и сокращению удельного расхода электроэнергии на процесс [3].

Исследования, выполненные авторами работ [2, 4], показывают, что применение полых (трубчатых) электродов вместо типовых (сплошных) более эффективно с точки зрения стабилизации горения электрической дуги, улучшения теплообмена в системе дуга – металл за счет лучшего центрирования электрической дуги и создания более направленного теплового потока на поверхность ванны.

В тоже время анализ научно-технической литературы показывает, что отсутствует достаточно данных о

влиянии полых (трубчатых) электродов на степень облученности и стойкость стен печи.

В связи с этим авторами были проведены исследования по изучению степени облученности стен дуговой сталеплавильной печи на опытной электропечной установке (рис. 1). Питание электропечной установки осуществлялось от двух параллельно соединенных выпрямителей с номинальной мощностью $P = 23,7$ кВт. На электропечной установке использовались графитированные электроды двух типов: обычного (сплош-

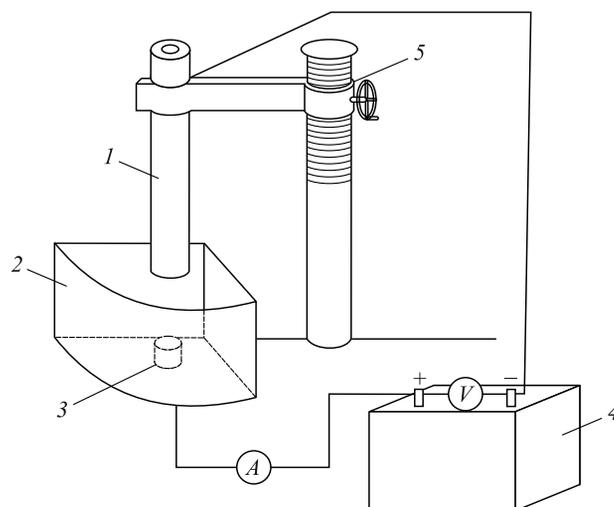


Рис. 1. Схема экспериментальной лабораторной установки для изучения облученности футеровки электрической дугой: 1 – графитированный электрод; 2 – модель сектора печи; 3 – металлическая заготовка; 4 – выпрямитель ВД-306У3; 5 – механизм перемещения электрода

ного) и полого (трубчатого) с наружным диаметром $D_{эл} = 35$ мм. При этом диаметр отверстия полого электрода составлял $d_{отв} = 8$ мм, т.е. отношение $d_{отв}/D_{эл} = 0,22$ отвечало рекомендуемому в работе [2] оптимальному пределу $d_{отв}/D_{эл} = 0,20 - 0,25$.

Модель сектора дуговой печи соответствовала моделируемому плавильному пространству 150-т дуговой сталеплавильной печи в соотношении 1:17 (рис. 2) и была выполнена из стали, футерованной изнутри магнетитовым порошком с жидким стеклом. Для правильной оценки результатов эксперимента соотношение магнетита и жидкого стекла для каждого опыта бралось в одинаковой пропорции. Для создания условий, близких к реальным в дуговых сталеплавильных печах, на токопроводящую подину сектора перед ее футеровкой укладывалась металлическая заготовка, которая смещалась относительно оси электрода, что позволило искусственно создать эффект выдувания электрической дуги при работе на обычном (сплошном) электроде.

Эксперимент состоял из двух этапов. На первом этапе плавка велась на обычном (сплошном) электроде, на втором – с использованием полого (трубчатого) электрода. Этапы эксперимента состояли из серии опытов, каждый из которых был разбит на три части: 30, 60 и 90 с с момента зажигания дуги.

В ходе проведения эксперимента осуществлялся контроль следующих электрических параметров: силы тока, напряжения и длины электрической дуги, а также общее время эксперимента, время работы под током, количество обрывов электрической дуги, которые представлены в таблице. Из анализа данных, приведенных в таблице, следует вывод о том, что при использовании полого (трубчатого) электрода электрическая дуга горит более стабильно, что подтверждается меньшим количеством обрывов электрической дуги и большим временем работы под током. Также в ходе эксперимента установлено, что использование полого (трубчатого) электрода позволяет повысить мощность дуги. Анализ металлической заготовки (рис. 3, а), подвергающейся

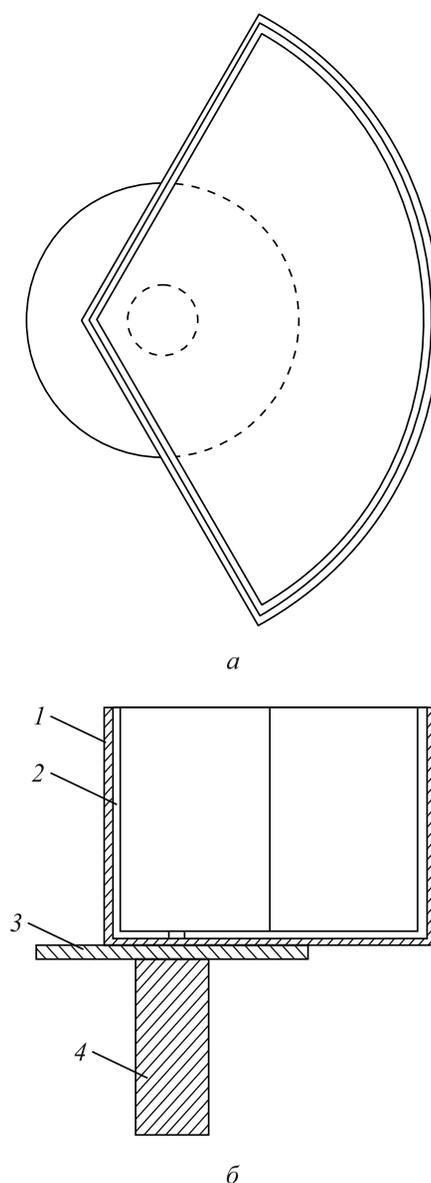


Рис. 2. Модель сектора дуговой печи:
1 – корпус сектора; 2 – магнетитовая футеровка; 3 – опорная шайба;
4 – металлический стержень, опускаемый в кристаллизатор (а – вид сверху; б – вид сбоку)

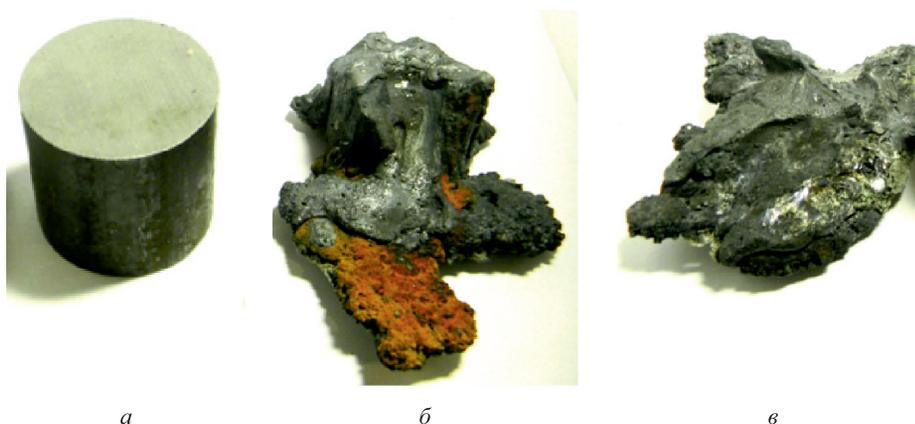


Рис. 3. Фотография металлической заготовки:

а – до расплавления; б – при расплавлении электрической дугой от сплошного электрода; в – при расплавлении электрической дугой от полого электрода

**Результаты проведения эксперимента
на экспериментальной установке
с различными типами электродов**

Тип графитированного электрода	Типовой (сплошной) электрод	Полый электрод
Общее время эксперимента, с	180	180
Чистое время под током, с	126,6	142,2
Число обрывов дуги:		
всего	64	49
в первой части опыта (30 с)	5	4
во второй части опыта (60 с)	20	18
в третьей части опыта (90 с)	39	27
Максимальная сила тока, А	700	750

расплавлению, показал, что при использовании обычного (сплошного) электрода (рис. 3, б) заготовка имела ярко выраженное боковое расплавление в сравнении с

металлической заготовкой, расплавленной электрической дугой от полого электрода (рис. 3, в).

Интенсивность излучения электрической дуги на вертикальную боковую стенку установки фиксировали с помощью тепловизора с диапазоном измерения температуры от -20 до 1500 °С и точностью измерения ± 2 °С. Также по ходу эксперимента осуществлялась фотосъемка разгара футеровки вертикальной боковой стенки экспериментальной установки.

Анализ полученных по ходу эксперимента термограмм и фотографий, представленных на рис. 4, 5 показывает, что облученность вертикальной боковой стенки экспериментальной установки значительно ниже при использовании полого (трубчатого) электрода по сравнению с обычным (сплошным). Данный факт можно объяснить тем, что при использовании полого (трубчатого) электрода создается направленный тепловой поток от электрической дуги на поверхность металла, а не на

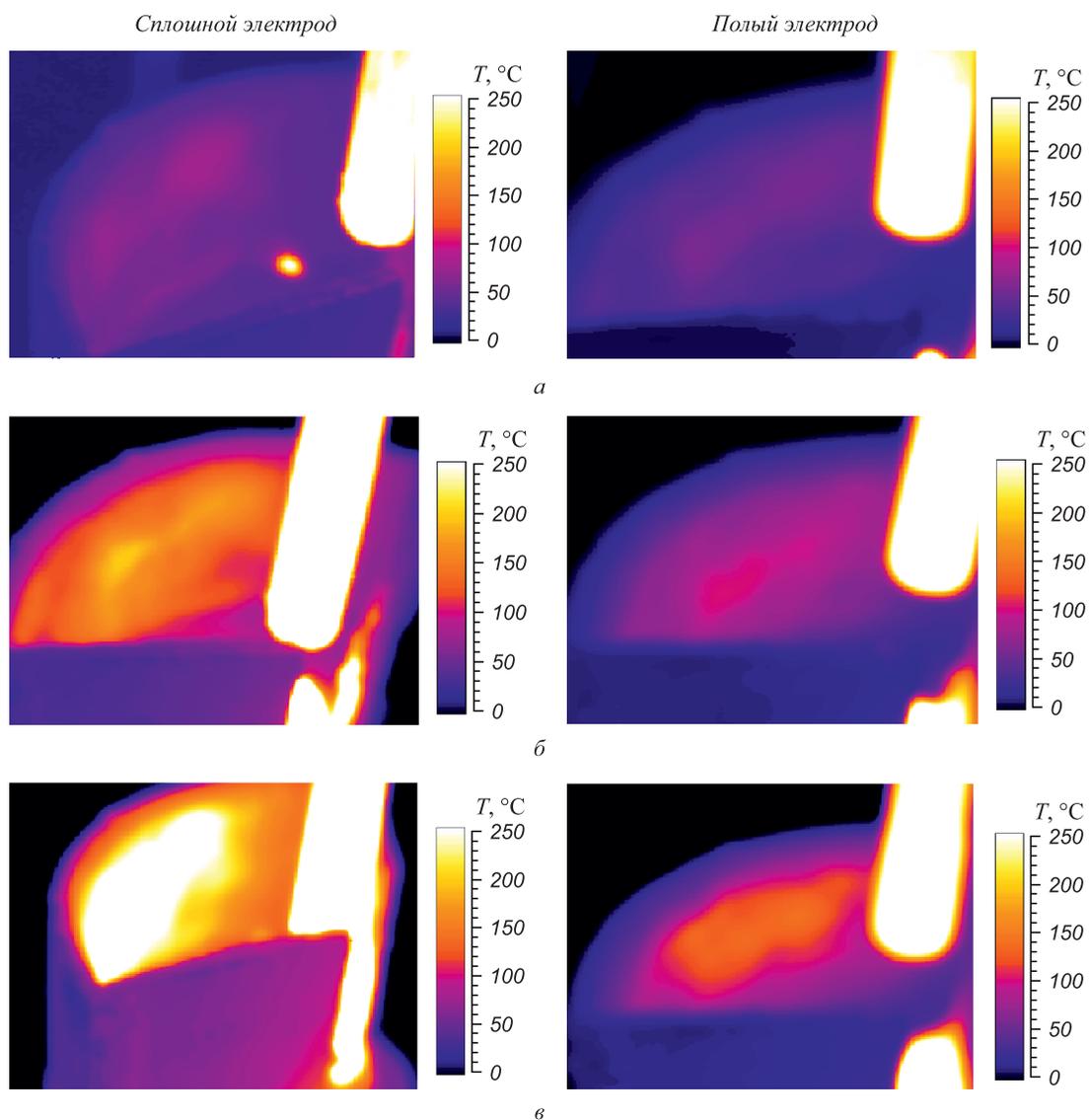


Рис. 4. Термограммы вертикальной боковой стенки экспериментальной установки во время эксперимента:
а – первый этап (30 с); б – второй этап (60 с); в – третий этап (90 с)



Рис. 5. Снимки разгара футеровки вертикальной боковой стенки экспериментальной установки в ходе проведения эксперимента:
 а – первый этап (30 с); б – второй этап (60 с); в – третий этап (90 с)

поверхность стен. Это связано с тем, что электрическая дуга при плавлении на полом (трубчатом) электроде сильнее экранируется торцом электрода, чем на сплошном электроде. Таким образом, применение на современных дуговых сталеплавильных печах полых (трубчатых) электродов позволит снизить температуру поверхности стен, повысить стойкость стеновых водоохлаждаемых панелей или кирпичной футеровки печи, а также снизить величину тепловых потерь через стены печи и, как следствие, сократить удельный расход электроэнергии.

Выводы. Экспериментальным путем на лабораторной установке установлено, что за счет лучшего экранирования и стабилизации горения электрической дуги увеличивается тепловой поток на поверхность металла, снижается степень облученности стен. Это приводит к снижению температуры вертикальной поверхности стен, что позволит повысить стойкость стеновых водоохлаждаемых панелей или кирпичной футеровки печи,

а также снизить величину тепловых потерь через стены печи и, как следствие, сократить удельный расход электроэнергии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Промышленные установки электродугового нагрева и их параметры /Под. общ. ред. Л.Е. Никольского. – М.: Энергия, 1971. – 272 с.
2. Окорков Н.В., Никольский Л.Е., Егоров А.В. // Электротермия. 1962. № 9. С. 13 – 18.
3. Сарычев А.В., Захаров И.М., Бигеев В.А. и др. //Сб. тр. IX конгр. сталеплавильщиков. – М. 2007. С. 466 – 470.
4. Миронов Ю.М. Теоретическая электротехника электродных печей. – Чебоксары: изд-во Чувашского Госуд. университета, 1997. – 232 с.
5. Данцис Я.Б. Методы электротехнических расчетов мощных электропечей. – Ленинград: Энергоиздат, 1982. – 228 с.

© 2012 г. А.С. Ткачев, А.А. Кожухов, Э.Э. Меркер
 Поступила 28 ноября 2010 г.

УДК 621.315.537.311.3

В.В. Конашков, В.С. Цепелев, В.Я. Белозеров, Ю.Н. Стародубцев

Уральский федеральный университет

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ НА СВОЙСТВА АМОРФИЗУЮЩИХСЯ РАСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe–B–Si*

Магнитомягкие нанокристаллические сплавы используются для изготовления магнитопроводов в различных электронных и электротехнических устройствах, в основном – различных трансформаторах. Масштабы использования таких материалов постоянно увеличиваются. Это обусловлено их уникальными магнитными свойствами, главным образом малой коэрцитивной силой и высокой магнитной проницаемостью. За последние годы разработано большое количество различных марок сплавов для получения нанокристаллических магнитопроводов и разработаны технологии их получения. В связи с этим, на первый план выходят технологические вопросы, а именно – повышение качества, увеличение выхода годной продукции, увеличение производительности агрегатов, снижение производственных затрат и др.

Объект исследования – две серии образцов промышленного сплава марки ГМ-414. Это сплав на основе железа ~ 95 % (по массе) Fe. Основными легирующими добавками являются бор и кремний. Кроме того, сплав содержит более 10 различных легирующих элементов, формирующих его магнитные свойства. Технология производства нанокристаллического материала включает в себя следующие основные стадии:

- выплавка сплава;
- закалка из жидкого состояния;
- отжиг полученной аморфной ленты с целью формирования нанокристаллов внутри аморфной матрицы.

Успешное проведение каждого этапа обеспечивает качество исходных материалов, полученных на предыдущей стадии таким образом, что первая стадия выплавки приобретает особое значение. Это особенно важно для рассматриваемого класса материалов, поскольку аморфная лента представляет из себя как бы «мгновенную фотографию жидкости», из которой она была получена. Все неоднородности, ликвации по составу и другие дефекты обязательно скажутся далее на процессе отжига и служебных характеристиках готовой продукции. Кроме того, процесс разлива с закалкой из жидкого состояния – это очень тонко настроенный процесс и малейшие отклонения, например колебания вязкости расплава от плавки к плавке могут существенно

повлиять на него, вплоть до полного выхода плавки в брак.

Для исследований отобрано две серии образцов:

- образцы плавки по стандартной технологии в вакуумной индукционной печи;
- образцы экспериментальной плавки в индукционной печи без использования вакуума на воздухе.

Температурно-временной режим плавки был одинаковым. В обоих случаях на поверхности металла образовывалось небольшое количество шлака. Качество продукции из металла этих плавки оказалось сопоставимым, т.е. различия были сопоставимы с различиями в показателях качества разных плавки по стандартной технологии.

Основной метод исследования – крутильно-колебательный метод измерения кинематической вязкости. Использована уникальная методика регистрации крутильных колебаний [1]. Погрешность измерений кинематической вязкости не превышает 3 %, при этом в пределах одного эксперимента точность значительно выше. Вязкость рассматриваемых сплавов важна сама по себе, как справочные данные, поскольку режимы аморфизации при разливе определяются с учетом вязкости расплава. Кроме того, не менее важно по характеру изменения вязкости с изменением температуры выявить критические температуры, при которых происходят структурные изменения в расплаве, поскольку в итоге желательно сформировать максимально однородную по составу и структуре аморфную ленту.

Эксперименты проводились в атмосфере гелия. Масса образцов составляла 25 г, диаметр 1,3 мм. Период колебаний подвесной системы вискозиметра ~ 4 с. Точность поддержания температуры ± 1 °С.

Обобщенные результаты двух серий экспериментов представлены на рис. 1. Политерма А соответствует сплаву, выплавленному по стандартной технологии в вакууме, политерма Б – сплаву, выплавленному по экспериментальной технологии без использования вакуума.

Первое, что обращает на себя внимание, это значительно более существенное раскрытие гистерезиса на политерме Б по сравнению с А. При этом вязкость расплава Б перед затвердеванием значительно выше.

Вторая особенность политерм состоит в наличии на них аномальных участков. Имеют место существенные

* Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для поддержки молодых российских ученых МК-95.2012.3

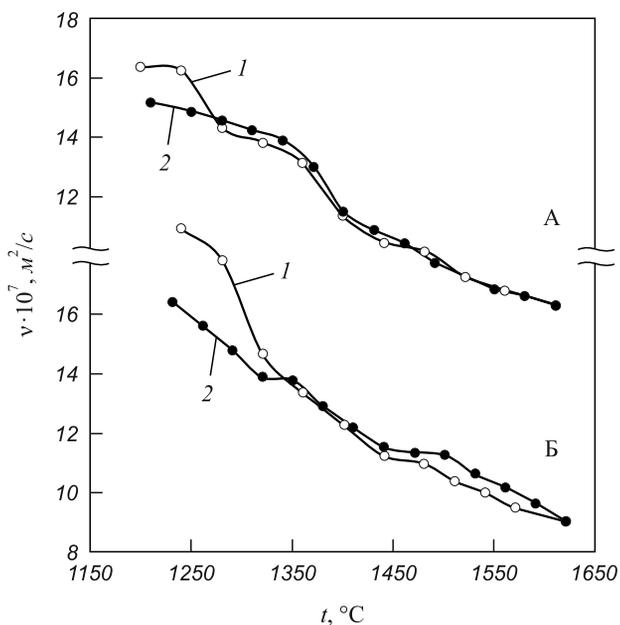


Рис. 1. Температурные зависимости кинематической вязкости сплавов ГМ-414:

А – выплавленных по стандартной технологии в вакуумной индукционной печи; Б – выплавленных по экспериментальной технологии в индукционной печи без вакуума на воздухе, 1 – нагрев; 2 – охлаждение

отклонения от закона Аррениуса, описывающего температурные зависимости вязкости жидкостей:

$$v = v_0 e^{E/RT}. \quad (1)$$

Аномалии являются границей между участками политерм, на которых изменение вязкости расплава хорошо описывается законом Аррениуса. Этот вывод подтверждает рис. 2, где построены те же самые политермы нагрева, что и на рис. 1, но в координатах $\ln(v) = f(1/T)$, в которых, согласно закону Аррениуса, зависимость вязкости от температуры должна быть линейной. На рис. 2 четко видны три линейных участка на политерме Б и два линейных участка на политерме А. Энергии активации вязкого течения E отличаются на каждом участке. В обеих сериях экспериментов наблюдается рост энергии активации с увеличением температуры, при этом у образцов Б энергия активации вязкого течения в целом выше, чем у образцов серии А. Максимальная во всей серии энергия активации наблюдается у образца Б после перехода через вторую критическую точку.

Очевидно, что образцы, выплавленные по обычной и экспериментальной технологии, должны отличаться в первую очередь по содержанию газов, главным образом кислорода и азота. Это объясняет более высокие значения вязкости у образцов серии А, поскольку литературные данные свидетельствуют о повышении вязкости с увеличением содержания кислорода в чистом железе [2 – 3]. Однако, во первых, данные образцы являются сложным промышленным сплавом ~ 95 % (по массе) Fe,

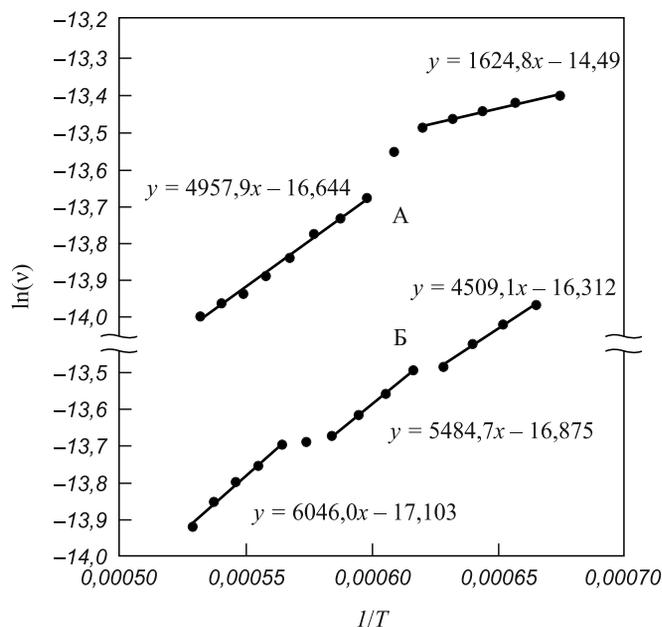


Рис. 2. Температурные зависимости кинематической вязкости сплавов ГМ-414, построенные в координатах $\ln(v) = f(1/T)$. Изображены только ветви нагрева:

А – образцы, выплавленные по стандартной технологии в вакуумной индукционной печи; Б – выплавленные по экспериментальной технологии в индукционной печи без вакуума на воздухе.

Уравнения линейных зависимостей получены методом наименьших квадратов отдельно для каждого участка

и во-вторых, сразу после расплавления вязкость образца А выше вязкости Б лишь на 8 %, а перед затвердеванием – на 16 %. Кроме того, необходимо учитывать, что справочные данные о вязкости чистого железа, вероятнее всего, получены для равновесного расплава, после длительной изотермической выдержки. Таким образом, механизм влияния кислорода на вязкость рассматриваемых расплавов более сложный.

Повышение вязкости чистого железа с увеличением содержания кислорода объясняется тем, что связи Fe–O в расплаве более сильные, чем связи Fe–Fe. Однако необходимо иметь в виду, что очень сильные связи между атомами могут давать и эффект уменьшения вязкости. Это происходит из-за того, что за счет этих сильных связей образуются микрогруппировки атомов (кластеры), которые становятся едиными единицами вязкого течения, слабо взаимодействующие с окружающими ее атомами. В сплавах железа, содержащих кислород, это тем более вероятно, поскольку ионы железа оказывают экранирующее действие на центральный ион кислорода в микрогруппировке [2]. Вероятно, в данном случае, кластеры на основе центрального атома кислорода при нагреве частично распадаются, тем самым позволяя сильным связям Fe–O участвовать в вязком течении. Этот эффект наблюдается в виде значительно большей вязкости образца Б перед кристаллизацией по сравнению с его же вязкостью сразу после расплавления.

Образец А также имеет гистерезис, однако значительно меньший, чем Б (8 % вместо 16 %). Исследова-

ния образцов ГМ-414, выплавленных по стандартной технологии, проводились и ранее [4]. В целом полученные результаты для образца А хорошо согласуются с полученными ранее данными. Объяснение аномалии и гистерезиса вязкости, предложенное в работе [4], достаточно хорошо обосновано. Расплав претерпевает скачкообразные структурные изменения, становится более однородным. Это приводит к росту вязкости и сопровождается аномалией, т.е. механизм аналогичен тому, что описан выше для кластеров с центральным атомом кислорода, только в качестве центрального атома выступают атомы легирующих элементов. Такими атомами в данном случае являются атомы бора и кремния как главные легирующие добавки. Это подтверждается сходством политейм сплавов ГМ-414 и чистых модельных систем Fe–B–Si. Поскольку связи Fe–B и Fe–Si не настолько сильные, как Fe–O, гистерезис у образца А меньше, чем у Б. Энергия активации вязкого течения образца А также в целом значительно ниже. Все это подтверждает предложенный вариант объяснения.

Еще одним очень важным отличием политейм образцов А и Б является наличие у образца Б двух аномалий и, соответственно, трех линейных участков на зависимости $\ln(v) = f(1/T)$ вместо одной аномалии и двух линейных участков у образца А (см. рис. 2). Объяснением двух аномалий может служить то, что первая аномалия соответствует распаду кластеров на основе связей Fe–B и Fe–Si по аналогии с образцом А, тогда как вторая аномалия соответствует изменениям в упорядочении на основе связей Fe–O. Следует также отметить, что температура первой аномалии у образца Б ниже температуры единственной аномалии образца А. Объяснением этого является то, что у образца Б изначально существуют как бы два конкурирующих типа упорядочения – на основе Fe–B, Fe–Si и Fe–O. Наличие более сильного конкурирующего типа упорядочения Fe–O может облегчить распад микрогруппировок первого типа (Fe–B, Fe–Si), что и проявляется в снижении температуры аномалии (первой критической температуры).

Растворенный азот также повышает вязкость чистого железа. Однако азот не образует таких сильных связей с атомами железа, как кислород. Рост вязкости жидкого железа связывается с анионным состоянием азота, который, взаимодействуя с окружающими частицами железа, уменьшает их подвижность [3]. Вероятно с азотом связана несколько большая вязкость образца Б по сравнению с А сразу после расплавления.

Таким образом, повышенное содержание кислорода и азота не оказало существенного влияния на качество магнитопроводов. Возможно, их отрицательное влияние оказалось скомпенсировано улучшением условий

аморфизации, поскольку повышение вязкости и энергии активации вязкого течения уменьшает минимально необходимую для получения аморфного состояния скорость охлаждения расплава [5 – 6]. Авторами работы [7] получены данные, касающиеся зависимостей вязкости аморфизирующихся расплавов от времени в ходе изотермических выдержек. Исходя из этого, дальнейшие исследования рассмотренных двух серий образцов целесообразно вести в направлении изучения и анализа временных зависимостей их вязкости. Это может позволить выработать рекомендации по подготовке к разливке сплавов ГМ-414, выплавляемых без использования вакуума.

Выводы. Выплавка сплавов ГМ-414 без использования вакуума сказывается на его свойствах. Вязкость сплава увеличивается, гистерезис на температурных зависимостях становится больше, энергия активации вязкого течения растет. Эти особенности могут позволить более эффективно провести процесс аморфизации.

На температурной зависимости сплава, выплавленного без вакуума, обнаружены две температуры скачкообразных структурных изменений в жидкости, тогда как у сплава, выплавленного в вакууме, лишь одна. Максимальная во всей серии экспериментов энергия активации вязкого течения наблюдается у образца, выплавленного без вакуума после нагрева до второй критической точки.

Отказ от использования вакуума не привел к полной выбраковке плавки, а проведенные эксперименты показали возможность разработки специального температурно-временного режима для плавки без вакуума, что открывает новые пути совершенствования технологии выплавки сплавов ГМ-414.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Конашков В.В., Цепелев В.С., Вьюхин В.В., Поводатор А.М. // Приборы и техника эксперимента. 2011. № 2. С. 149 – 150.
2. Жидкая сталь. / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984.
3. Арсентьев П.П., Коледов Л.А. Металлические расплавы и их свойства. – М.: Металлургия, 1976.
4. Шмакова К.Ю., Баум Б.А., Тягунов Г.В. и др. // Расплавы. 2000. № 5. С. 11 – 14.
5. Метастабильные и неравновесные сплавы. / Ю.Ф. Ефимов, Г. Варлимонт, Г.Г. Мухин и др. – М.: Металлургия, 1988.
6. Филонов М.Р., Аникин Ю.А., Левин Ю.Б. Теоретические основы производства аморфных и нанокристаллических сплавов методом сверхбыстрой закалки. – М.: МИСИС, 2006.
7. Васин М.Г., Ладыанов В.И., Бовин В.П. // Металлы. 2000. № 5. С. 27 – 32.

© 2012 г. В.В. Конашков, В.С. Цепелев,
В.Я. Белозеров, Ю.Н. Стародубцев
Поступила 6 июня 2012 г.

УДК 669.018.8

*М.В. Шишимиров, О.М. Сосонкин, С.И. Герцык, Н.П. Ялов,
М.В. Смирнова, Т.С. Шарыпова, Е.В. Дьякова*

Московский государственный вечерний металлургический институт

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОДУВКИ КИСЛОРОДОМ ВАННЫ ДСП НА ГОРЯЧЕЙ МОДЕЛИ

Одним из способов снижения себестоимости производства стали в дуговых сталеплавильных печах является сокращение угара металла и удельного расхода кислорода на продувку за счет повышения его усвоения жидкой ванной.

На первом этапе моделирования (холодная модель) процессов продувки ванны ДСП кислородом оценены параметры струи при использовании различных типов продувочных трубок.

С целью получения конкретных рекомендаций в Московском государственном металлургическом институте (МГВМИ) создана установка (рис. 1), на которой исследованы различные способы продувки жидкого металла и оценена их эффективность.

На установке испытаны разные способы продувки: традиционные, когда струя кислорода «обдувала» поверхность зеркала ванны, и когда кислородная струя вводилась под зеркало ванны.

Эксперименты проводились в следующей последовательности. Предварительно взвешенный алундовый тигель 1 и стальной образец (ст. 60) помещали в электропечь сопротивления 2. По достижении печью температуры 1273 К из нее вынимали тигель с образцом и ставили на магнезитовый кирпич 3. С помощью газовой горелки 4, работающей на смеси пропана из баллона 5 и кислорода из баллона 6, образец расплавляли. Расход кислорода и пропана на подогрев образца, а также кислорода на его расплавление во всех опытах был постоянным и составлял 1,5 м³/ч.

После того, как металл 7 полностью расплавился, его начинали продувать кислородом из баллона 6 через кварцевую трубку 8. Высота расположения сопла трубки

в опытах составляла 20 мм над зеркалом ванны (непогружная трубка) и 20 мм под уровнем зеркала ванны (погружные трубки). Вибрацию осуществляли с помощью вибратора шарикового типа 9, работающего на сжатом воздухе, подаваемым из компрессора 10. Для измерения размаха вибросмещения и виброскорости использовали виброметр 11 (ВК-5). Параметры вибрации: размах вибросмещения – 1,0 мм, виброскорость – 2,5 см/с. Температуру металла измеряли с помощью вольфрамиевой термопары ВР5/20 и регистрирующего прибора Ц4313. Температура жидкого металла до продувки составляла 1823 – 1833 К. Расход пропана определяли с помощью ротаметра 12 (РС-3). Расход кислорода определяли с помощью ротаметра 13 (РМ-4). Температура кислорода при проведении экспериментов составляла 288 К. Потери металла с брызгами при расплавлении принимали равными 5 % от массы образца до проведения опыта.

Проведено 7 серий экспериментов:

- 1) продувка через непогружную трубку (опыты № 1 – 2);
- 2) продувка через непогружную трубку с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости (опыты № 3 – 4);
- 3) продувка через погружную трубку традиционной конструкции (опыты № 5 – 6);
- 4) продувка через погружную трубку традиционной конструкции с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости (опыты № 7 – 8);
- 5) продувка через погружную трубку традиционной конструкции с непрерывным ее перемещением в горизонтальной плоскости и по глубине расплава (опыты № 9 – 10);

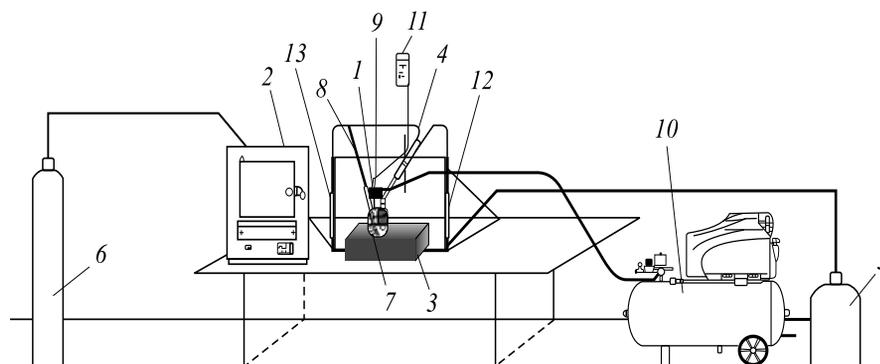


Рис. 1. Схема установки для исследования продувки жидкого металла кислородом

Результаты экспериментов

Показатель	Номер опыта													
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Масса металла, г														
до продувки	154,4	145,8	146,8	179,1	148,2	74,1	159,6	157,2	106,4	79,6	95,8	87,6	92,2	123,9
после продувки	62,5	68,7	79,0	123,0	66,3	20,1	100,0	114,5	63,6	25,6	70,0	60,2	67,2	101,6
Угар металла, г	91,9	77,1	67,8	56,1	81,9	54,0	59,6	42,7	42,8	54,0	25,8	27,4	25,0	22,3
Время опыта, с	35	30	35	30	35	30	35	30	35	30	35	30	35	30
Интенсивность угара металла, г/с	2,63	2,57	1,93	1,87	2,34	1,80	1,70	1,42	1,22	1,80	0,74	0,91	0,71	0,74
Скорость обезуглероживания $\cdot 10^3$, %/с	5,1	5,0	6,6	6,7	17,7	19,2	17,7	19,7	12,9	21,3	14,8	22,3	16,6	19,7

- 6) продувка через погружную трубку предлагаемой конструкции с двумя дополнительными боковыми отверстиями (опыты № 11 – 12);
- 7) продувка через погружную трубку предлагаемой конструкции с двумя дополнительными боковыми отверстиями и непрерывным ее перемещением в горизонтальной плоскости и по глубине расплава (опыты № 13 – 14).

Результаты экспериментов приведены в таблице.

Сравнение интенсивности угара металла (средние значения) для различных серий экспериментов представлено на рис. 2.

Сравнение скорости обезуглероживания металла (средние значения) для различных серий экспериментов показано на рис. 3.

Выполнен расчет угара отдельных элементов (Fe, Si, Mn, C, Cr, Ni, S, P) для каждого из проведенных опытов.

Угар каждого элемента $Y_{эл}$ вычислялся по формуле [1]

$$y_{эл} = \frac{Q_{эл}^1 - Q_{эл}^2}{Q_{Me}} \cdot 100, \quad (1)$$

где $Q_{эл}^1$ – количество элемента в образце, г; $Q_{эл}^2$ – количество элемента в металле после продувки, г; Q_{Me} – угар металла, г.

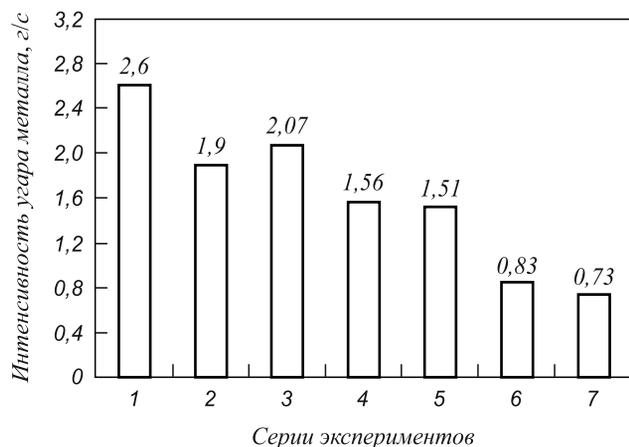


Рис. 2. Сравнение интенсивности угара металла (средние значения) для различных серий экспериментов

Количество элемента, содержащегося в образце и в металле после продувки Q_i , определялся по соотношению

$$Q_i = Mi/100, \quad (2)$$

где M – масса образца или металла, г; i – содержание элемента в образце или металле, % (по массе).

Для определения содержания элементов в образце и в металле после продувки был проведен анализ проб на полный химический состав с помощью квантометра фирмы IRL, Франция.

Средние значения угара от общего угара металла для всех проведенных опытов составляли, % (по массе): Fe – 96,13, C – 1,49, Mn – 1,46, Si – 0,70, Cr – 0,15, S – 0,05, P – 0,02.

Как следует из данных, приведенных в таблице и рис. 2 – 3, способ окислительной продувки металла через погружную трубку является более эффективным по сравнению с продувкой через непогружную трубку, поскольку в проведенных опытах скорость обезуглероживания металла была примерно в 3 раза выше, а интенсивность угара металла на 15 – 70 % меньше.

На современных ДСП продувку чаще всего осуществляют с помощью нескольких (от 3 до 8) стеновых универсальных устройств (горелка + инжектор кислоро-

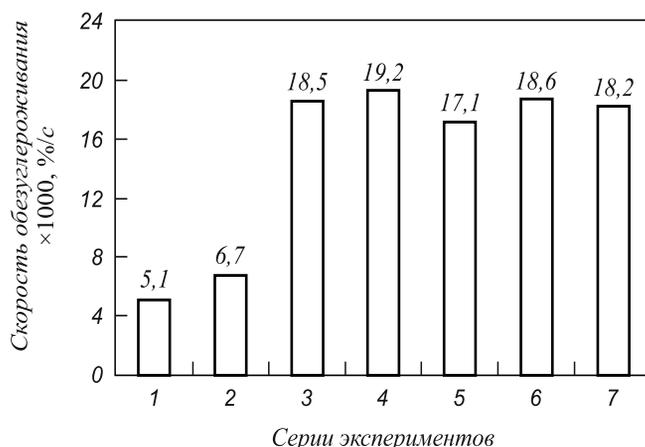


Рис. 3. Сравнение скорости обезуглероживания металла (средние значения) для различных серий экспериментов

да), расположенных над зеркалом ванны на расстоянии 400 – 600 мм. Увеличение эффективности окислительной продувки металла без значительного изменения конструкции печи в таком случае может быть достигнуто за счет выполнения универсального устройства подвижным и с возможностью перемещения продувочной трубки не только вперед-назад, но и влево-вправо.

Среди рассмотренных различных вариантов продувки через погружную трубку наиболее предпочтительными являются способы с расширением зоны взаимодействия кислородной струи с металлом.

Одним из возможных вариантов расширения зоны взаимодействия кислородной струи с жидким металлом является продувка через одну или несколько неохлаждаемых металлических трубок, вводимых через отверстия в стенах печи, с возможностью их перемещения в вертикальной и горизонтальной плоскостях [2].

Другим вариантом расширения зоны взаимодействия кислородной струи с металлом в ДСП является продувка при погружении под зеркало металла сопел сводовой фурмы с непрерывным перемещением среза сопел по глубине ванны и вокруг вертикальной оси [3].

При реализации технических решений, обеспечивающих расширение зоны взаимодействия кислородной струи с металлом, возможно следующее. При продувке у среза сопла трубки или фурмы вероятно образование пузыря кислорода, который вырастает до размеров, обеспечивающих его отрыв от среза сопла и всплытие к поверхности раздела металл-шлак. На этой поверхности пузырь рассыпается, и кислород частично поступает в шлак, а частично уносится с отходящими газами. Реакционная поверхность пузыря, на которой происходит окисление компонентов расплава, мала, из-за чего снижается эффективность использования кислорода и увеличивается угар металла.

Подтверждением вышеизложенного служат результаты проведенных экспериментов. В случае продувки через погружную трубку традиционной конструкции с непрерывным ее перемещением в горизонтальной плоскости и по глубине расплава (пятая серия эксперимента – опыты № 9 – 10) интенсивность угара металла примерно в 2 раза выше, чем при продувке через погружную трубку разработанной в МГВМИ конструкции с двумя дополнительными боковыми отверстиями

без и с непрерывным ее перемещением в горизонтальной плоскости и по глубине расплава (шестая и седьмая серии экспериментов – опыты № 11 – 14).

Для снижения угара металла и повышения эффективности окислительной продувки ванны ДСП кислородом предлагается несколько вариантов решений, основанных на способах расширения реакционной поверхности металл-кислород.

Первый вариант состоит в том, что продувочная фурма вводится под зеркало ванны и обеспечивает подачу кислорода в виде большого количества мелких пузырей, увеличивающих реакционную поверхность металл-кислород [4].

Второй вариант заключается в продувке металла кислородом с помощью фурмы, также введенной под зеркало ванны. Причем фурма выполнена в виде устройства с соплами и возможностью непрерывного возвратно-поступательного перемещения в горизонтальной плоскости [5].

Практическая реализация предложенных способов ввода кислорода обеспечит повышение эффективности использования кислорода и уменьшение угара металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ш и ш и м и р о в М.В. Выполнение хронометража производства стали в электросталеплавильном цехе. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2007. – 32 с.
2. Пат. 2309182 РФ. Способ выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи и устройство для его осуществления / Сосонкин О.М., Герцык С.И., Шишимиров М.В. Бюл. изобретений. 2007. № 30.
3. Пат. 2278900 РФ. Способ выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи / Сосонкин О.М., Герцык С.И., Шишимиров М.В. Бюл. изобретений. 2006. № 18.
4. Пат. 2343205 РФ. Способ выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи и устройство для его осуществления / Сосонкин О.М., Герцык С.И., Шишимиров М.В. Бюл. изобретений. 2009. № 1.
5. Пат. 2364631 РФ. Способ выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи и устройство для его осуществления / Сосонкин О.М., Герцык С.И., Шишимиров М.В. Бюл. изобретений. 2009. № 23.

© 2012 г. *М.В. Шишимиров, О.М. Сосонкин, С.И. Герцык, Н.П. Ялов, М.В. Смирнова, Т.С. Шарыпова, Е.В. Дьякова*
Поступила 24 мая 2012 г.

В.В. Курносков, И.А. Левицкий, И.А. Прибытков

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ИССЛЕДОВАНИЕ НАГРЕВА МАССИВНЫХ ЗАГОТОВОК С РАЗЛИЧНЫМИ СКОРОСТЯМИ В ПЕЧАХ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ*

Исследование нагрева массивных заготовок в нагревательных и термических печах периодического действия представляет большой практический и научный интерес. Выбор тепловой схемы, определение мощности горелочных устройств на стадии проектирования печи, задание оптимальных режимных параметров и назначение рациональных графиков нагрева при наладке и эксплуатации печи должны быть основаны на всестороннем анализе ее тепловой работы. Одним из эффективных способов исследования технологии нагрева является численное моделирование [1, 2].

В данной работе приведены результаты численных исследований нагрева цилиндрических заготовок применительно к нагревательным печам периодического действия с выдвижным подом (рис. 1). Рассмотрен одноступенчатый режим, при котором цикл тепловой обработки заготовки в печи состоит из двух периодов: периода нагрева заготовки, когда температура ее поверхности линейно возрастает с заданной скоростью, и периода выдержки при постоянной температуре поверхности заготовки. Начальное температурное поле заготовки – однородное при температуре $T_n = 873$ К (600 °С); температура выдержки $T_k = 1473$ К (1200 °С); скорость подъема температуры в период нагрева варьировалась от 2 до 200 К/ч, а продолжительность выдержки определялась таким образом, чтобы конечный перепад по сечению заготовки был не более 50 К.

В качестве исследуемых величин были выбраны требуемые (для обеспечения заданных скоростей подъема температуры поверхности) плотности тепловых потоков на поверхности заготовок q_w ; перепады температуры по сечению заготовок в периоды нагрева и выдержки; полное время нахождения заготовок в печи и длительность выдержки; толщина окалины, образовавшейся к концу цикла тепловой обработки. В качестве варьируемого параметра, помимо скорости подъема температуры в период нагрева, выбрали диаметр заготовки

D (исследовался диапазон от 0,5 до 3 м с шагом 0,5 м). Материал заготовок – сталь 20, теплофизические характеристики которой (особенно удельная теплоемкость) существенно зависят от температуры.

В качестве математической модели процесса нагрева заготовок приняли одномерную нестационарную задачу теплопроводности в бесконечном сплошном цилиндре радиусом $R = D/2$ с переменными теплофизическими свойствами, описываемую нелинейным уравнением теплопроводности (1), однородным начальным условием (2), граничным условием второго рода (3) на поверхности и условием симметрии на оси цилиндра (4):

$$c(T)\rho(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda(T)r \frac{\partial T}{\partial r} \right), \quad 0 < r < R; \quad (1)$$

$$T(r, 0) = T_n, \quad 0 \leq r \leq R; \quad (2)$$

$$\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=R} = q_w(t); \quad (3)$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=0} = 0. \quad (4)$$

Нелинейность задачи (1) – (4) обусловлена учетом зависимости теплофизических характеристик (коэффициента теплопроводности λ , Вт/(м·К); удельной



Рис. 1. Нагревательная печь с выдвижным подом

* В статье использованы результаты работ, выполненных в соответствии с планом-графиком по Договору № 13.G25.31.0089 от 22.10.2010 г. в рамках комплексного проекта «Создание сквозной энергосберегающей технологии термообработки ответственных изделий атомной энергетики на основе энергоэффективного оборудования» на основании Постановления Правительства РФ № 218 от 09.04.2010 г.

теплоемкости c , Дж/(кг·К); плотности ρ , кг/м³) от температуры, который осуществляли в соответствии с экспериментальными данными [3].

Численное решение описанной задачи осуществляли методом конечных разностей, разностные аналоги для уравнения теплопроводности и краевых условий получали методом баланса, применяя разностную схему Кранка–Николсона [4, 5] с постоянным шагом по времени $\Delta t = 6$ с.

Математическая модель программно реализована в среде VBA Microsoft Office 2003, расчетная программа вычисляет изменение во времени температурного поля заготовки (в частности, температурного перепада по ее сечению); требуемой плотности теплового потока на поверхности, обеспечивающей заданный закон изменения ее температуры (из разностного аналога граничного условия задачи теплопроводности, а в данной работе – в соответствии с выбранным для исследования

одноступенчатым режимом); толщины окалины $\delta_{ок}^k$, значение которой на k -ом шаге по времени вычисляется на основе ее значения в предыдущий шаг по времени $\delta_{ок}^{k-1}$ по следующей формуле [4, 6]:

$$\delta_{ок}^k = \sqrt{(\delta_{ок}^{k-1})^2 + 2,2 \cdot 10^{-4} \exp\left(-\frac{18\,000}{T_w^{k-1}}\right) \Delta t}. \quad (5)$$

В результате проведенных исследований выяснилось, что продолжительность всего цикла тепловой обработки и периода выдержки заметно зависят от скорости подъема температуры в период нагрева только при достаточно малых скоростях; при скоростях нагрева выше 20 ÷ 50 К/ч суммарная продолжительность цикла практически перестает зависеть от скорости нагрева (рис. 2), поскольку сокращение периода нагрева компенсируется увеличением продолжительности выдержки (рис. 3).

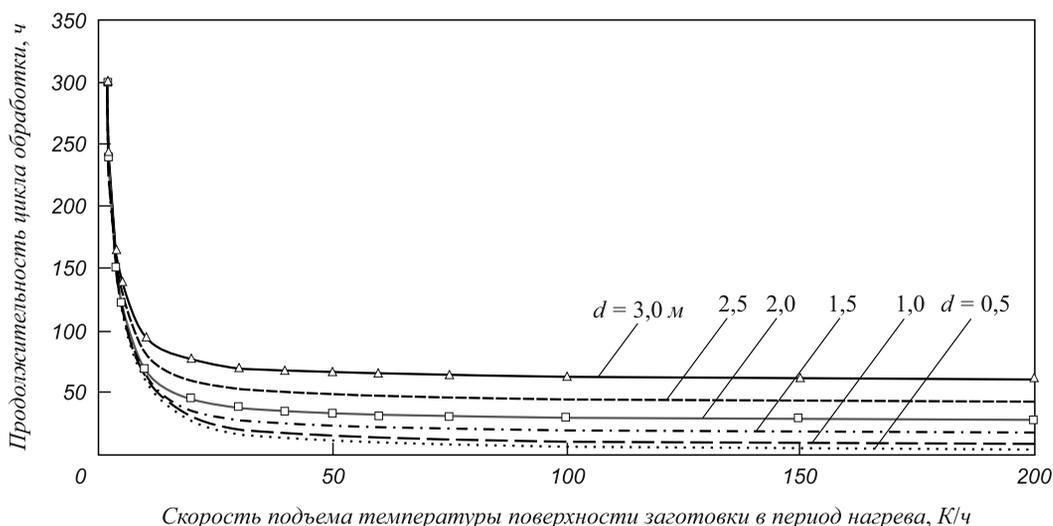


Рис. 2. Зависимость продолжительности цикла тепловой обработки от скорости подъема температуры в период нагрева при одноступенчатом режиме для заготовок разного диаметра

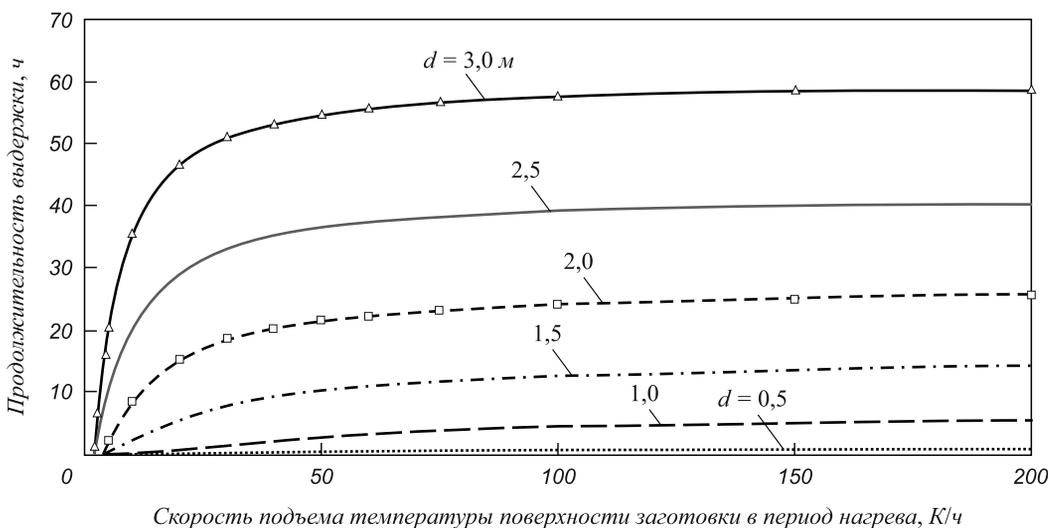


Рис. 3. Зависимость продолжительности выдержки от скорости подъема температуры в период нагрева при одноступенчатом режиме для заготовок разного диаметра

Что касается продолжительности выдержки, обеспечивающей заданный конечный перепад температур по сечению заготовки, то с увеличением скорости подъема температуры в период нагрева требуемая продолжительность выдержки сначала достаточно интенсивно растет (тем резче и раньше, чем больше диаметр заготовки), а затем (при скоростях выше 50 К/ч) этот рост существенно замедляется (см. рис. 3). При малых скоростях нагрева выдержка вообще не нужна, особенно для заготовок малого диаметра – уже в период нагрева температурный перепад по их сечению становится меньше заданного (это приводит к появлению участков, совпадающих с осью абсцисс, в начале кривых для диаметров 0,5; 1,0 и 1,5 м на рис. 3).

Как показали численные исследования, с увеличением скорости подъема температуры в период нагрева существенно возрастают пиковые значения требуемой плотности теплового потока на поверхности заготовки. Изменение требуемой плотности теплового потока на поверхности заготовки в течение цикла тепловой обработки на примере заготовки диаметром 1,5 м представлено на рис. 4. Как следует из приведенных данных, при нагреве с небольшими скоростями успевает установиться так называемый регулярный режим нагрева с граничными условиями второго рода [4, 7], для которого характерно постоянное во времени значение плотности теплового потока при постоянной скорости подъема температуры на поверхности. Это приводит к равномерному потреблению мощности печи во времени, однако для больших скоростей нагрева увеличение требуемой плотности потока сопровождается уменьшением длительности периода нагрева, поэтому регулярный режим не успевает наступить, и резкий рост кривой $q_w(t)$ обрывается в начале периода выдержки, что и приводит к острым пикам на этой кривой. Видно, что для этого диаметра заготовки пиковые плотности тепловых

потоков резко возрастают при увеличении скорости нагрева свыше 50 К/ч, а продолжительность цикла тепловой обработки меняется при этом незначительно.

Следует отметить, что аналогичным образом изменяются во времени температурные перепады по сечению заготовки, так как при регулярном режиме постоянно значению плотности теплового потока соответствует определенное постоянное значение температурного перепада.

Аналогичные зависимости имеют место и для других диаметров заготовки, однако далее для сопоставления представлены уже не кривые изменения во времени, а пиковые, т.е. максимальные (за цикл обработки) значения плотности теплового потока на поверхности заготовки и перепада температуры по ее сечению в зависимости от заданной скорости подъема температуры в период нагрева. Соответствующие результаты приведены на рис. 5, 6. Как видно из представленных данных, максимальное значение плотности теплового потока за цикл обработки возрастает как с увеличением скорости подъема температуры в период нагрева, так и с увеличением диаметра заготовки, причем с увеличением диаметра заготовки влияние скорости нагрева усиливается (рис. 5).

Полученные результаты расчетов показывают, что при разработке технологии нагрева массивных заготовок следует задавать рациональные значения скорости подъема температуры поверхности заготовки.

Как видно из данных рис. 6, для заготовок малого диаметра величина максимального перепада температуры по сечению зависит от скорости нагрева практически линейно, а для более массивных – заметно зависит от скорости нагрева при скоростях до 50 К/ч, и гораздо слабее – при более высоких скоростях подъема температуры поверхности заготовки. Это объясняется тем, что для заготовок большого диаметра с увеличе-

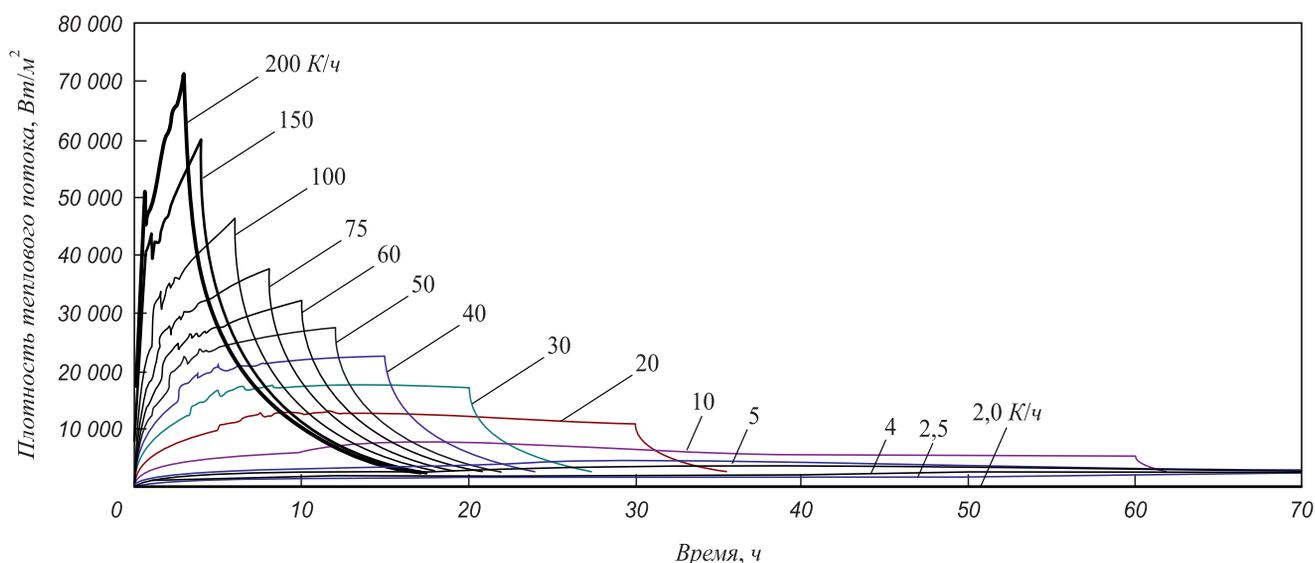


Рис. 4. Изменение требуемой плотности теплового потока на поверхности заготовки диаметром 1,5 м в процессе ее тепловой обработки с разными скоростями подъема температуры в период нагрева

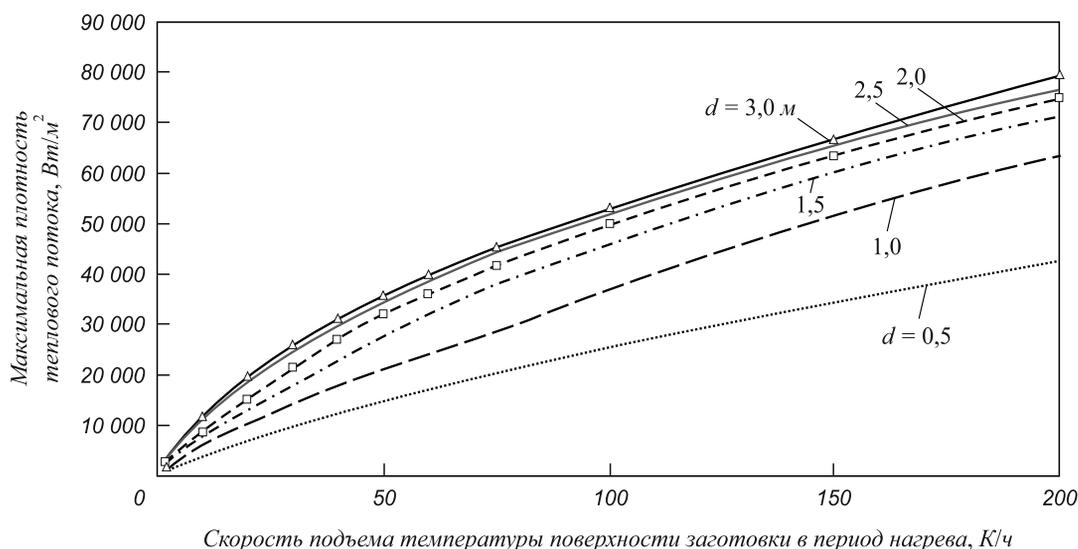


Рис. 5. Зависимость максимальной необходимой плотности теплового потока на поверхности заготовки от скорости подъема температуры в период нагрева для заготовок различного диаметра

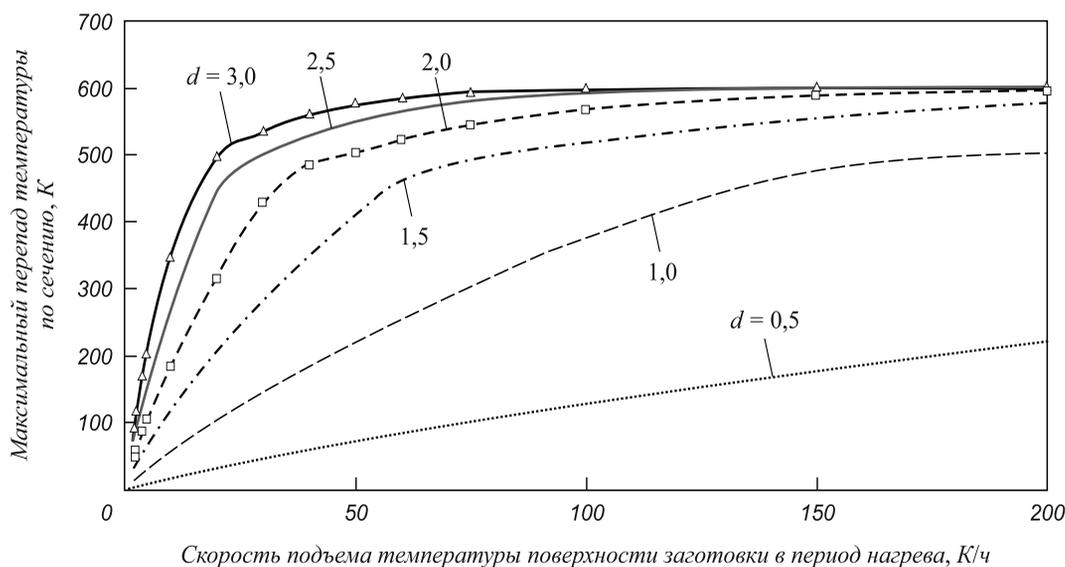


Рис. 6. Зависимость максимального (за цикл тепловой обработки) температурного перепада по сечению заготовки от скорости подъема температуры в период нагрева для заготовок различного диаметра

нием скорости подъема температуры в период нагрева лимитирующим становится процесс переноса теплоты внутри заготовки, а не процесс подачи теплоты к ее поверхности [8 – 11].

Толщина окалины, образующаяся на поверхности заготовки, в основном коррелирует с диаметром заготовки, так как от него зависит продолжительность цикла тепловой обработки, однако некоторое влияние на нее оказывает и скорость подъема температуры в период нагрева.

При увеличении скорости подъема температуры в период нагрева от 2 до 2,5 ÷ 4 К/ч итоговая толщина окалины становится меньше, и только при скорости выше 10 К/ч вновь увеличивается. Положение точки минимума на кривой зависимости итоговой толщины окалины от скорости нагрева с уменьшением диаметра заготовки

смещается в область более высоких значений (рис. 7), а острота минимума при этом уменьшается.

По-видимому, такой экстремальный характер зависимости толщины окалины от скорости нагрева можно объяснить противоположным влиянием скорости подъема температуры в период нагрева на продолжительность всего цикла тепловой обработки и продолжительность выдержки (см. рис. 2, 3). С увеличением скорости подъема температуры в период нагрева снижается общая продолжительность цикла тепловой обработки (рост окалины происходит в течении меньшего времени), но увеличивается длительность выдержки (больше время поверхность заготовки находится при высокой температуре), что и приводит в итоге к экстремальному характеру зависимости.

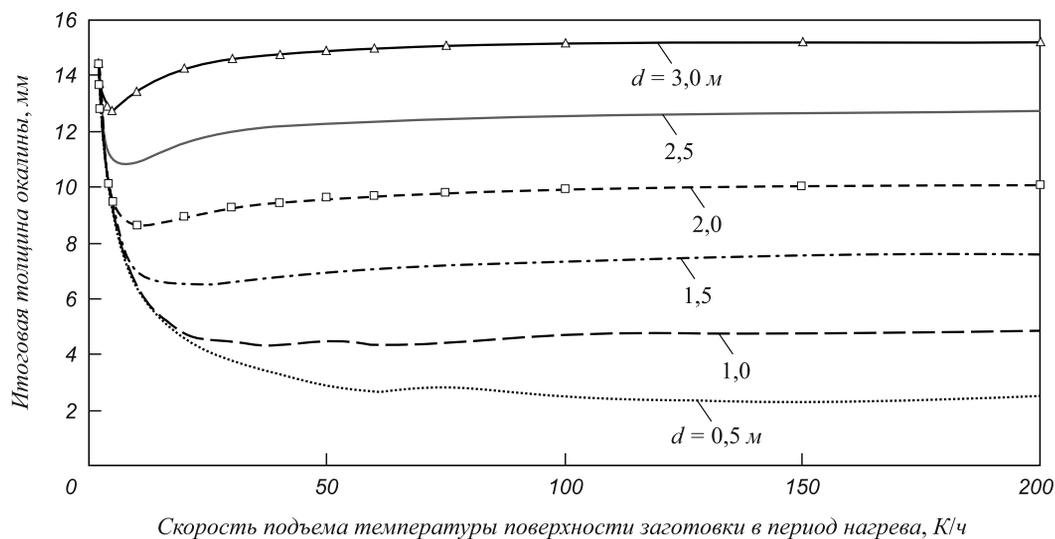


Рис. 7. Зависимость итоговой толщины окалины от скорости подъема температуры в период нагрева при одноступенчатом режиме для заготовок разного диаметра

Выводы. Проведенные численные исследования выявили зависимости перепада температуры по сечению цилиндрической заготовки, максимальной плотности теплового потока на ее поверхности, длительности цикла тепловой обработки от степени массивности заготовки при одноступенчатом режиме тепловой обработки, состоящем из периода нагрева с заданной скоростью и периода выдержки. Толщина окалины, образующаяся на поверхности заготовки, в основном зависит от длительности цикла тепловой обработки, определяемой в основном термической массивностью заготовки, т.е. ее диаметром.

Выявлено, что попытка сокращения длительности цикла тепловой обработки за счет увеличения скорости подъема температуры в период нагрева не приводит к желаемому результату – при скорости подъема температуры выше 50 К/ч продолжительность цикла практически перестает зависеть от этой величины, поскольку сокращение периода нагрева практически полностью компенсируется соответствующим удлинением выдержки. При этом значительно увеличивается требуемая тепловая мощность печи, что осложняет получение равномерного поля температур в рабочем пространстве и снижает универсальность печи. С использованием предложенного расчетного метода можно вносить коррективы в технологию нагрева на действующих печах и определять теплотехнические параметры вновь разрабатываемых.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Arutyunov V.A., Levitskii I.A., Ibadullaev T.B. // Metallurgist. 2011. Vol. 55. No. 1 – 2. May. P. 3 – 9.
2. Mäki A.M., Österman P.J., Luomala M.J. // Scandinavian Journal of Metallurgy. 2002. No. 31. P. 81 – 87.
3. Казанцев Е.И. Промышленные печи. Справочное руководство для расчетов и проектирования. 2-е изд. доп. и перераб. – М.: Металлургия, 1975. – 368 с.
4. Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупенников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. – М.: Металлургия, 1990. – 240 с.
5. Ames W. Numerical methods for partial differential equations. // Academic Press. 1992. – 365 p.
6. Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессе нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
7. Лыков А.В. Теория теплопроводности. Учеб. пособ. – М.: Высшая школа, 1967. – 600 с.
8. Перетягко В.Н., Темлянцев Н.В., Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Нагрев стальных слэбов. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.
9. A Heat Transfer Textbook/John H. Lienhard IV and John H. Lienhard V – 3rd edition. – Cambridge, MA: Phlogiston Press. 2008. P. 762.
10. George E. Totten. Steel Heat Treatment. Taylor&Francis, 2006. – 848 p.
11. Carl L. Yaws. Handbook of Thermal Conductivity. Gardners Books. 1995. – 356 p.

© 2012 г. В.В. Курносков, И.А. Левицкий,
И.А. Прибытков
Поступила 28 июня 2012 г.

В.В. Мыльников¹, Д.И. Шетулов¹, А.И. Пронин², Е.А. Чернышов¹

¹ Нижегородский государственный технический университет

² Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И КОНСТРУКЦИЙ С УЧЕТОМ ЧАСТОТЫ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Проблема прочности, долговечности и надежности промышленного оборудования и конструкций – одна из самых важных проблем современного машиностроения. В настоящее время имеется достаточно много монографий и публикаций по различным аспектам статической и усталостной прочности металлических материалов, однако в последние годы достигнут существенный прогресс в понимании и описании явления усталости металлов, который базируется:

- на глубоком исследовании природы и закономерностей накопления усталостных повреждений при различных режимах нагружения с учетом технологических, конструктивных и эксплуатационных факторов;
- на разделении процесса усталости на периоды зарождения и распространения усталостных трещин, для описания которых используются разные подходы, в частности теории дислокаций и методы механики разрушения;
- на совершенствовании испытательного оборудования, использовании аппарата математической статистики и методов планирования эксперимента [1, 2].

Большинство деталей из конструкционных металлических материалов, используемых в машиностроении, агрегатостроении и авиастроении работают в условиях циклических знакопеременных нагрузок или напряжений. В качестве примеров можно привести противоположные по знаку напряжения, возникающие при вращении валов различных агрегатов и машин, при взлете и посадке самолета на рычаги шасси и многие другие. Опасность разрушения деталей машин при многократно повторяющейся нагрузке, наряду с которой решающее значение имеют различные факторы, особенно остро возникла в настоящее время, так как многократно увеличились скорости и частоты современной техники, появились новые материалы, что требует более достоверного определения прочности и долговечности конструкционных материалов уже на стадии проектирования. Многочисленные исследования по усталости металлов и сплавов не дают достаточной информации о природе и кинетике развития усталостного процесса. В настоящее время не удастся предвидеть всех сложных физических явлений, происходящих в материале

деталей машин и конструкций. Задача, касающаяся изучения природы сопротивления усталости деталей оборудования и конструкций, весьма важная. Испытания натуральных деталей машин в заводских условиях в достаточном количестве в большинстве случаев являются дорогостоящими. Это связано со сложностью изготовления и применением трудоемких технологических и механических операций. Прежде чем изготовить и испытать какую-либо деталь, необходимо выявить (спрогнозировать), выдержит ли материал, из которого она планируется изготавливаться, необходимое количество циклов при максимальной заданной нагрузке. Одной из важнейших проблем в машиностроении является снижение затрат на производство и эксплуатацию машин. В комплексе мер, обеспечивающих решение этой проблемы, важная роль принадлежит разработке расчетного метода прогноза прочности и долговечности конструкционных материалов и деталей машин. Достоверность прогнозирования долговечности и прочности конструкционных металлических материалов в условиях циклического нагружения зависит от структурного состояния и влияния различных факторов, таких как природа материала, масштабный эффект, температура, частота и асимметрия циклического нагружения, концентрация напряжений и др. Факторы, как правило, снижают прочность и долговечность конструкционных материалов, деталей и элементов конструкций. В представленной работе произведена оценка влияния фактора частоты циклического нагружения (ω) на прочность и долговечность деталей шасси учебно-тренировочного самолета на основе данных испытаний материалов, опубликованных в работах [3, 4].

Цель данной работы заключается в разработке оценочных критериев влияния частоты циклов нагружения на прочность и долговечность конструкционных материалов и в обосновании их применимости для прогноза кривых усталости натуральных деталей машин и конструкций.

Влияние частоты циклического нагружения на показатели сопротивления материалов является сложным, что затрудняет получение закономерностей, позволяющих прогнозировать долговечность деталей с учетом ω . Представляется перспективным накопление статистических данных по повреждаемости поверхности (Φ) в виде широких полос скольжения и количественная

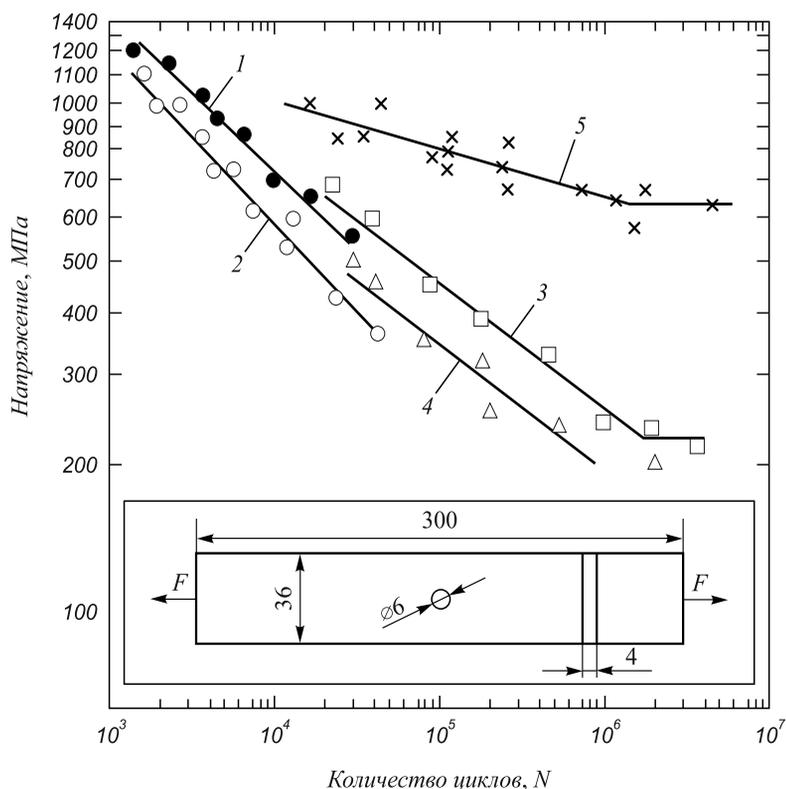
оценка Φ , а так же связь последней характеристики с показателем сопротивления усталости – тангенса угла наклона кривой усталости к оси количества циклов $\text{tg}\alpha_w = \frac{d \lg \sigma}{d \lg N}$, где σ – циклическое напряжение; N – количество циклов.

Показатель повреждаемости поверхности представляется в виде выражения

$$\Phi = \frac{n_{3_2} n_{3_4} n_{п_2} F_M}{n_{3_1} n_{3_3} n_{п_1} F_{обр}}$$

где n_{3_1} – общее количество зерен на фотографии микроструктуры; n_{3_2} – количество поврежденных зерен; n_{3_3} – разница между количеством зерен неповрежденных и поврежденных по всей площади зерна; n_{3_4} – количество зерен, поврежденных широкими (более 6 мкм) полосами скольжения; $n_{п_1}$ – общее число полос скольжения в поврежденных зернах; $n_{п_2}$ – количество широких извилистых и прерывистых полос скольжения; F_M – фактическая площадь микроструктуры; $F_{обр}$ – площадь рабочей поверхности образца.

Параметры сопротивления усталости Φ и $\text{tg}\alpha_w$ определялись более чем на сорока чистых металлах и сплавах [3 – 5]. Были проведены исследования параметров сопротивления усталости плоских образцов размером 300×36×4 мм с центральным отверстием диаметром 6 мм из стали 30ХГСН2А ($\sigma_B = 1280 \pm 100$ и 1800 ± 100 МПа) осевым растяжением по пульсирующему циклу с частотой 0,17 и 40 Гц при различных уровнях максимальных напряжений в диапазоне от 0,14 до 0,5 от предела прочности. Результаты испытаний образцов на усталость представлены на рис. 1, откуда видно, что как при низкой частоте, равной 0,17 Гц, так и при 40 Гц характеристики сопротивления усталости стали 30ХГСН2А ($\sigma_B = 1800$ МПа) выше, чем у менее прочных образцов ($\sigma_B = 1280$ МПа). Предел выносливости образцов из стали 30ХГСН2А ($\sigma_B = 1280$ МПа) на базе 10^7 циклов равен 200 МПа. Увеличение частоты нагружения с 0,17 до 40 Гц оказывает более существенное влияние на показатели сопротивления усталости образцов из стали 30ХГСН2А с пределом прочности, равным 1800 ± 100 МПа, по сравнению с образцами, у которых $\sigma_B = 1280$ МПа (см. рис. 1). Увеличение частоты



- 1 – $\lg \sigma = 4,0779 - 0,3010 \lg N$; $K_{кор} = -0,9890$;
- 2 – $\lg \sigma = 3,9821 - 0,3010 \lg N$; $K_{кор} = -0,9795$;
- 3 – $\lg \sigma = 3,9239 - 0,2552 \lg N$; $K_{кор} = -0,9900$;
- 4 – $\lg \sigma = 3,7682 - 0,2466 \lg N$; $K_{кор} = -0,9834$;
- 5 – $\lg \sigma = 3,3432 - 0,08723 \lg N$; $K_{кор} = -0,8404$;

Рис. 1. Кривые усталости образцов из стали 30ХГСН2А при осевом растяжении по пульсирующему циклу при частоте циклов нагружения $\omega = 0,17$ Гц (1, 2) и 40 Гц (3, 4) и пределах прочности $\sigma_B = 1800$ (1, 3) и 1280 (2, 4) МПа, 5 – деформация поперечного изгиба плоских образцов сечением 3×3 мм, $\omega = 50$ Гц, закалка на категорию прочности $\sigma_B = 1500$ МПа

ты циклов нагружения и в дополнение к этому смягчение схемы напряженного состояния (деформация вращения изогнутого образца) приводят к заметному уменьшению наклона кривой усталости к оси N , т.е. к улучшению показателя сопротивления усталости ($tg\alpha_w$). Наклон $tg\alpha_w$ сильно уменьшился при испытании образцов малого сечения (3×3 мм), при этом вид испытания тоже другой (см. рис. 1, кривая 5). Улучшение показателя сопротивления усталости связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоев стали 30ХГСН2А, о чем свидетельствует относительно малая повреждаемость их поверхности. На рис. 2 видны широкие, извилистые и прерывистые полосы скольжения, но они довольно редки. Такое количество развитых полос скольжения не оказывает заметного влияния на величину повреждаемости поверхности (Φ), они лишь дают возможность рассмотреть детальнее процесс повреждения поверхности стали 30ХГСН2А. Исследование микроструктуры (см. рис. 2) показало, что на поверхности преобладают неразвитые полосы скольжения, а развитых значительно меньше, поэтому повреждаемость Φ в этом случае тоже малая.

Наклон $tg\alpha_w$ с изменением частоты меняется. При исследовании повреждаемости поверхности (Φ) экспериментальные параметры металлов и сплавов имеют значительный разброс (рис. 3) вследствие поверхностных эффектов материала. В работе [6] введено отношение $F_m/F_{обр}$, чтобы иметь малое значение Φ . В этом случае ошибки экспериментально расчетных параметров в значительной степени нивелируются по сравнению со случаем, когда значения Φ были бы большими. В ряде случаев частота циклов нагружения (ω) оказывает существенное влияние на показатели сопротивления усталости. Все испытанные материалы разделили на две группы, из которых первая показала увеличение параметра $tg\alpha_w$ с ростом частоты циклов нагружения, а вторая наоборот – уменьшение $tg\alpha_w$ с увеличением величины ω . Таким образом, в первом случае наблюдали

ухудшение сопротивления усталости с увеличением параметра ω , а во втором случае – его улучшение. Однако надо иметь в виду, что параметр $tg\alpha_w$ напрямую связан с повреждаемостью поверхности (Φ), и в обеих группах чистых металлов и сплавов рост показателя Φ приводит к увеличению $tg\alpha_w$ [7]. Сталь 30ХГСН2А относится ко второй группе материалов. Установлено, что у этой группы материалов увеличение частоты циклов нагружения и, в дополнение к этому, смягчение схемы напряженного состояния (деформация вращения изогнутого образца) приводят к заметному уменьшению параметра $tg\alpha_w$, т.е. к улучшению сопротивления усталости. Улучшение параметра сопротивления усталости связано с повышением упрочняемости материала поверхностных слоев образцов (деталей), что снижает усталостную повреждаемость собственно поверхности.

Экспериментальные данные обрабатывались таким образом, что при $\omega = const$ определялись средние значения $tg\alpha_w$, затем строились зависимости $tg\alpha_w = f(\omega)$. Обработка на компьютере показала, что данные по первой группе укладываются напрямую, а по второй описываются некоторой кривой. Получены математические зависимости:

- по первой группе материалов

$$tg\alpha_w = 0,0356 \ln\omega + 0,065, \quad (1)$$

- по второй группе материалов

$$tg\alpha_w = 0,262 \omega^{-0,1301}. \quad (2)$$

На основе экспериментальных данных разработан метод прогноза усталостных свойств конструкционных материалов. Зная частоту циклов нагружения, по формулам (1) и (2) определяем показатель сопротивления усталости $tg\alpha_w$. В результате получаем два значения параметра $tg\alpha_w$ для первой и второй группы материалов. Используя значения $tg\alpha_w$, с рис. 4 снимаем

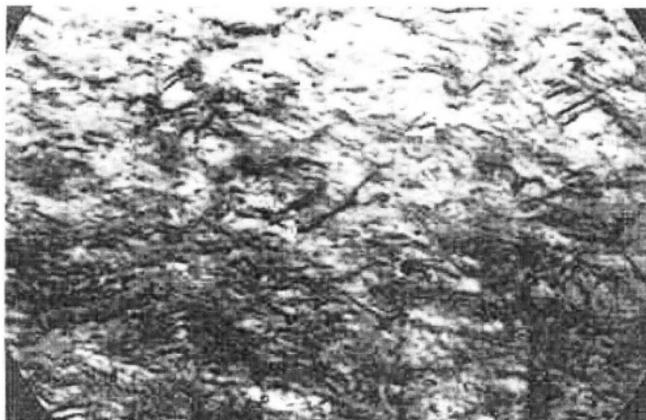


Рис. 2. Микроструктура стали 30ХГСН2А после испытания на усталость при 20 °С, $\times 400$:
 $\sigma = 1000$ МПа; $N = 1,5 \cdot 10^3$ циклов; $\omega = 3,33$ Гц.
 Деформация плоского изгиба образца сечением 3×3 мм

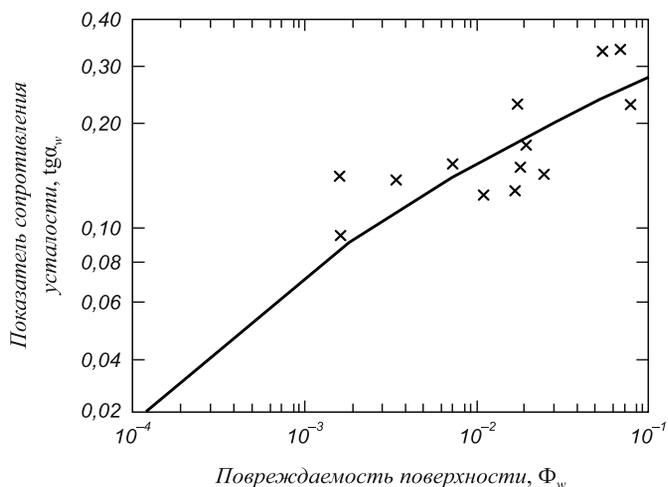


Рис. 3. Связь показателя сопротивления усталости $tg\alpha_w$ с повреждаемостью поверхности при изменении частоты циклов (Φ_ω)

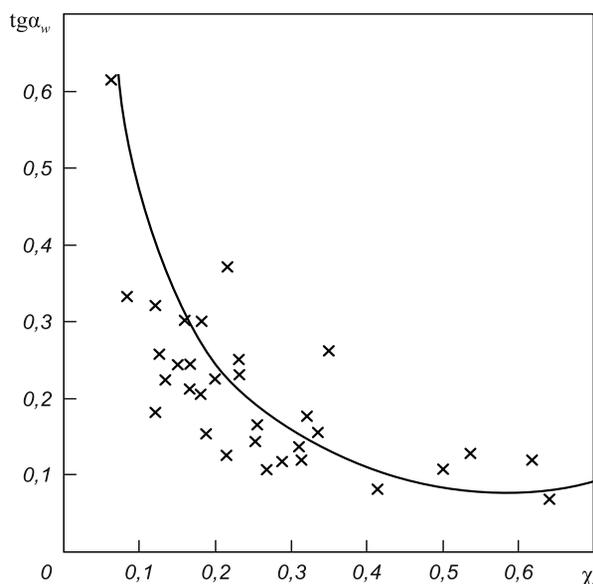


Рис. 4. Зависимость показателя сопротивления усталости ($tg\alpha_w$) от параметра χ

два значения параметра $\chi = \frac{\sigma_{N=10^6}}{\sigma_B}$, где $\sigma_{N=10^6}$ – предел усталости на базе 10^6 циклов. Данные на однократный разрыв образцов дают возможность знать предел прочности (σ_B) и уточнить показатели χ и $\sigma_{N=10^6}$. Используя данные рис. 5 ($tg\alpha_w$ и $\sigma_{N=10^6}$), можно построить левую ветвь прогнозируемой кривой усталости. В тех случаях, когда излом кривой усталости соответствует точке $\sigma_{N=10^6}$, можно построить всю кривую, проведя правый параллельный оси N участок. Можно найти точку излома прогнозируемой кривой усталости, воспользовавшись работой [8]. Таким образом, получаем экспресс-метод ускоренного построения кривой усталости образцов конструкционного материала, когда есть величина предела прочности (σ_B).

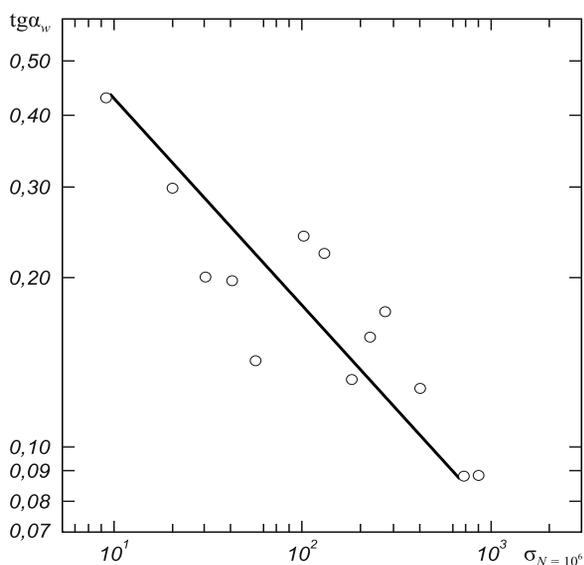


Рис. 5. Зависимость показателя сопротивления усталости ($tg\alpha_w$) от напряжения, соответствующего долговечности $N = 10^6$ циклов

Параметры $tg\alpha_w$, χ , σ_B имеют явную взаимосвязь, но наблюдается большой разброс экспериментальных данных. Это объясняется тем, что основой исследования являются поверхностные усталостные эффекты. Как известно, при усталостных испытаниях наблюдается большой разброс экспериментальных данных, особенно он большой, когда изучаются процессы повреждаемости поверхности материалов.

Известен метод прогнозирования параметров по повреждаемости поверхности материалов [9]. В этом случае используют дифференциальное уравнение вида

$$K_0 \frac{d^n tg\alpha_w}{d\Phi^n} + K_1 \frac{d^{(n-1)} tg\alpha_w}{d\Phi^{(n-1)}} + \dots + K_{(n-1)} \frac{d tg\alpha_w}{d\Phi} + K_n tg\alpha_w = 0,$$

где K_0, K_1, \dots, K_n – коэффициенты.

Корни уравнения обозначены как $\lambda_1, \lambda_2, \dots, \lambda_n$. Зависимость $tg\alpha_w = f(\Phi)$ представляется в виде отдельных функций $tg\alpha_{w_1} = e^{\lambda_1 \Phi}$, $tg\alpha_{w_2} = e^{\lambda_2 \Phi}, \dots, tg\alpha_{w_n} = e^{\lambda_n \Phi}$. Решением представленного дифференциального уравнения является функция $tg\alpha_w = c_1 tg\alpha_{w_1} + c_2 tg\alpha_{w_2} + \dots + c_n tg\alpha_{w_n}$, где c_1, c_2, \dots, c_n – константы интегрирования.

После преобразований получим систему уравнений вида

$$c_1 tg\alpha_{w_1}^{(k)}(\Phi_0) + \dots + c_n tg\alpha_{w_n}^{(k)}(\Phi_0) = tg\alpha_w^{(k)},$$

$$\Phi_0 = 0, k = 0, 1, 2, \dots, n - 1.$$

Определитель этой системы уравнений имеет вид

$$\Delta_{он} = (\lambda_2 - \lambda_1) \dots (\lambda_n - \lambda_{n-1}).$$

Любой корень λ_i учитывает один из факторов, влияющий на параметры сопротивления усталости. Поскольку в данном случае исследуется влияние частоты (ω) циклов, то для определения λ_ω и $tg\alpha_{w_\omega}$, пользуясь рис. 3 и формулами (1) и (2), в частности λ_ω получается равной 0,295, $tg\alpha_{w_\omega}$ определяется в каждом конкретном случае отдельно. Далее, учитывая асимметрию нагружения, $\lambda_{ac} = 0,3351$ [9]. Для определения $tg\alpha_{w_{ac}}$ используем результаты исследований, приведенных в работах [8 – 10].

В самолетных конструкциях типа шасси детали должны иметь высокую категорию прочности. В связи с этим необходимо было выявить влияние фактора прочности или термообработки. Необходимо иметь для расчета λ_{σ_B} и $tg\alpha_{w_{\sigma_B}}$. Данные настоящего исследования дали возможность получить некоторую узкую область $tg\alpha_w = f(\Phi_{\sigma_B})$ и $tg\alpha_w = f(\sigma_B)$ (рис. 6). Было получено $\lambda_{\sigma_B} = 0,30103$, $tg\alpha_{w_{\sigma_B}}$ определяется по работам [5 – 10].

При прогнозировании параметров усталости рычага (рис. 7) учитывали три фактора: частоту и асимметрию цикла нагружения, а так же материал детали, т.е. термообработку на соответствующую категорию прочности (σ_B) [10]. Из анализа результатов следует, что

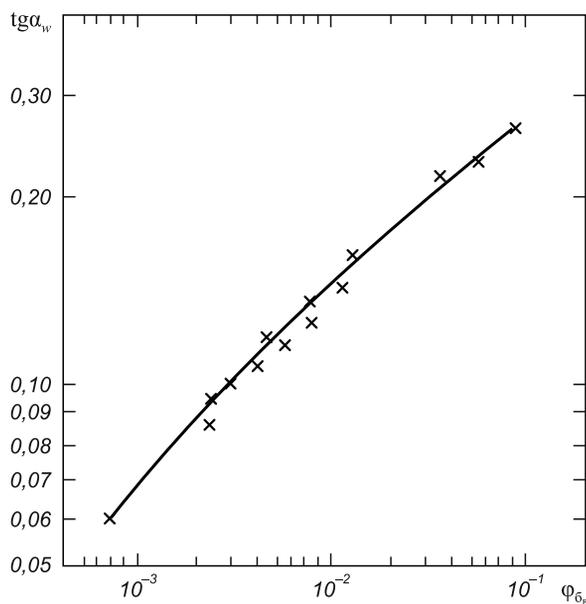


Рис. 6. Зависимость показателя сопротивления усталости ($tg\alpha_w$) от повреждаемости поверхности (Φ_{σ_n}) при изменении предела прочности

$$\lambda_{\omega} = 0,2950; \lambda_{ac} = 0,3351; \lambda_{\sigma_b} = 0,30103; \lambda_0 = 0,2426.$$

$$tg\alpha_{w_{11}}^{(k)} = c_1 tg\alpha_{w_{\omega}}^{(k)} + c_2 tg\alpha_{w_{ac}}^{(k)} + c_3 tg\alpha_{w_{\sigma_b}}^{(k)}.$$

В результате получена система трех уравнений, где c_1 , c_2 и c_3 – константы интегрирования, которые можно вычислить через определитель вида

$$\Delta_{оп} = \prod_{j>i} (\lambda_j - \lambda_i) = (\lambda_{ac} - \lambda_{\omega})(\lambda_{\sigma_b} - \lambda_{\omega})(\lambda_{\sigma_b} - \lambda_{ac}),$$

и $\Delta_{оп_i}$ получается путем замены λ_i на λ_0 , $c_i = \frac{\Delta_{оп_i}}{\Delta_{оп}}$.

Подставляя числовые значения, получаем $\Delta_{оп} = -8,238 \cdot 10^{-6}$; $\Delta_{оп_1} = -184,14 \cdot 10^{-6}$; $\Delta_{оп_2} = -18,462 \cdot 10^{-6}$; $\Delta_{оп_3} = -194,364 \cdot 10^{-6}$ и $c_1 = 22,35251275$; $c_2 = 2,241077932$; $c_3 = -23,59359068$. Сложив $c_1 + c_2 + c_3$, получаем еди-

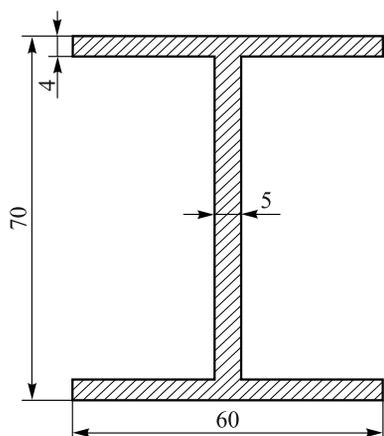


Рис. 8. Эскиз звена подкоса шасси самолета. Частота циклов $\omega = 0,6$ Гц; сталь 30ХГСН2А; $\sigma_b = 1700$ МПа. Сечение подвергнуто деформации растяжения-сжатия

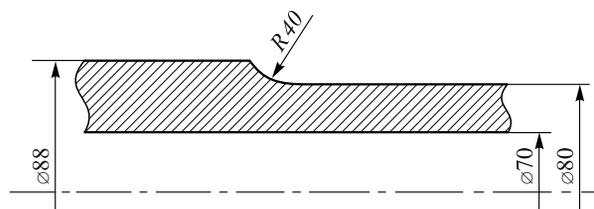


Рис. 7. Фрагмент рычага шасси самолета. Материал сталь 30ХГСН2А; $\sigma_b = 1700$ МПа. Цикл нагружения пульсирующий, $\sigma_m = 500$ МПа; частота циклов $\omega = 0,17$ Гц. Деталь подвергнута деформации изгиба

ницу, что свидетельствует о правильности вычислений.

Выражение для прогнозируемого наклона кривой усталости рычага шасси самолета (см. рис. 7) имеет вид

$$tg\alpha_{w_{11}} = 22,35251275 tg\alpha_{w_{\omega}} + 2,241077932 tg\alpha_{w_{ac}} - 23,59359068 tg\alpha_{w_{\sigma_b}}.$$

Определим факторные значения наклонов $tg\alpha_{w_{\omega}}$, $tg\alpha_{w_{ac}}$, $tg\alpha_{w_{\sigma_b}}$. По рис. 3 $tg\alpha_{w_{\sigma_b}} = 0,33$ и по работам [5 – 10]: $tg\alpha_{w_{ac}} = 0,3$ и $tg\alpha_{w_{\omega}} = 0,325$. Тогда прогнозируемое значение наклона кривой усталости детали $tg\alpha_{w_{11}} = 0,3807$. Далее надо определить предел усталости на базе 10^6 циклов детали по формуле

$$\sigma_{-1} = A \frac{(tg\alpha_{w_{11}})^2 + 1}{tg\alpha_{w_{11}}}.$$

Коэффициент с размерностью напряжений A составляет 62 МПа, поскольку сталь 30ХГСН2А высокопрочная. После подстановки значений получаем $\sigma_{-1} = 186,46$ МПа. Наносим кривую усталости на рис. 9.

Спрогнозируем кривую усталости детали, представленной на рис. 8. Поскольку звено подкоса шасси изготавливается из той же стали с тем же пределом прочности, то уравнение для прогнозируемого наклона $tg\alpha_{w_{11}}$ будет аналогичным. Аналогично получаем факторные значения $tg\alpha_{w_i}$: $tg\alpha_{w_{\omega}} = 0,33$; $tg\alpha_{w_{ac}} = 0,3$ и $tg\alpha_{w_{\sigma_b}} = 0,325$. Прогнозируемое значение наклона кривой усталости $tg\alpha_{w_{11}} = 0,4255$ и при том же значении коэффициента A , $\sigma_{-1} = 172$ МПа. Кривая усталости представлена на рис. 9.

Ассиметричный цикл нагружения звена подкоса шасси самолета

y_{max} , МПа	y_{min} , МПа	y_m , МПа	Число нагружений
2170	-740	715	200
1252	506	879	1200
8946	-7187	879,5	200

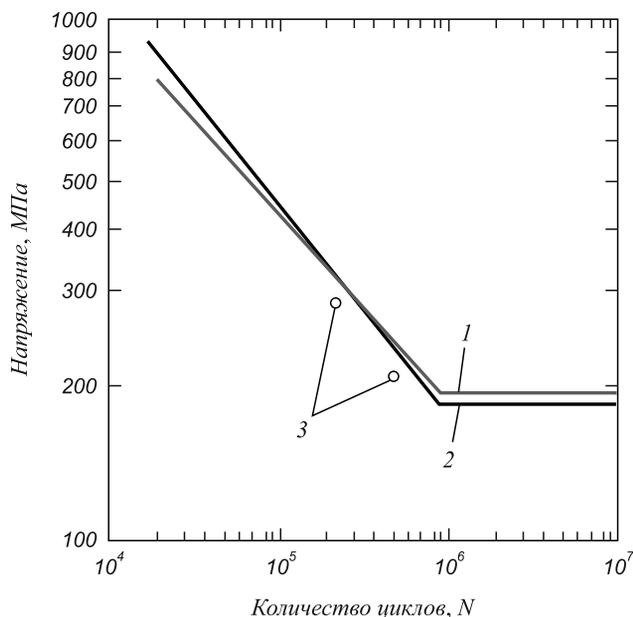


Рис. 9. Прогнозируемые кривые усталости натуральных деталей шасси самолета:
1 – рычаг; 2 – звено подкоса; 3 – результаты стендовых испытаний деталей

Выводы. В представленной работе обоснована применимость новых характеристик поверхностных эффектов для прогноза прочности и долговечности деталей машин и конструкций. Построены прогнозируемые кривые усталости натуральных деталей шасси самолета. Результаты стендовых испытаний натуральных деталей (3) расположены очень близко к прогнозируемым (1), (2) (см. рис. 9), что свидетельствует о высокой точности разработанного метода прогноза прочности и долго-

вечности конструкционных материалов с учетом частоты циклического нагружения. Таким образом, можно спрогнозировать прочность и долговечность других ответственных, сложных в изготовлении и дорогостоящих деталей современных машин и агрегатов, подверженных циклическим нагрузкам и тем самым значительно сократить время и стоимость их производства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. – М.: Интермет инжиниринг, 2002. – 288 с.
2. Мак-Ивили А.Дж. Анализ аварийных разрушений. Пер. с англ. / Под. ред. Л.Р. Ботвиной. – М.: Техносфера, 2010. – 416 с.
3. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 2. С. 33 – 36.
4. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2010. № 3. С. 40 – 45.
5. Шетулов Д.И., Муравьев С.Н., Андреев В.В. Оценка повреждаемости поверхности высокопрочных материалов при циклических нагрузках // Материаловедение и высокотемпературные технологии: Межвуз. сб. науч. тр. Вып. 1. – Н.Новгород: НГТУ, 1999. С. 94 – 99.
6. Шетулов Д.И. // Изв. АН. Металлы. 1991. № 5. С. 160.
7. Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Чернышов Е.А. // Технология металлов. 2010. № 2. С. 19 – 22.
8. Шетулов Д.И., Андреев В.В. // Изв. АН. Металлы. 1998. № 3. С. 55.
9. Шетулов Д.И., Андреев В.В. // Изв. АИИ РФ. № 1. 2001. С. 426 – 435.
10. Мыльников В.В. Прогнозирование кривой усталости рычага взлетно-посадочного устройства самолета: // Тр. VIII междунар. молод. научно-техн. конф. «Будущее технической науки», – Н.Новгород. НГТУ. 2009. С. 234–235.

© 2012 г. В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов,
А.И. Пронин, Е.А. Чернышов
Поступила 25 июня 2012 г.

*А.В. Бронз, Л.М. Капуткина, В.Э. Киндон,
В.Г. Прокошкина, А.Г. Свяжин*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЛИТЫХ ВЫСОКОАЛЮМИНИЙМАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Новые принципы создания усовершенствованных транспортных систем, например легковесных кузовных конструкций автомобилей высоких стандартов безопасности с уменьшенным расходом топлива и выбросом выхлопных газов, требуют использования высокопрочных сталей, обладающих хорошей пластичностью в сочетании с высокими значениями демпфирующих свойств и пониженным удельным весом.

Указанным требованиям удовлетворяют высокопрочные сплавы, созданные на основе Fe–Mn–Al–C, представляющие собой новую группу так называемых TRIPLEX сплавов с высоким содержанием марганца и алюминия.

На начальном этапе основная идея создания композиции таких сплавов, содержащих марганец (12,7 – 25,6 %), алюминий (до 14,4 %), углерод и азот, была в основном мотивирована возможностью заменить ими более дорогостоящие аустенитные хромоникелевые коррозионноустойчивые стали. При этом выбор нового комплекса легирования высокомарганцевых сплавов, содержащих алюминий, углерод и азот, а соответственно и новый набор реализуемых в сплавах свойств, дает новые возможности их применения. Данные сплавы обладают высоким уровнем пластичности в сочетании с высокой удельной прочностью и востребованы с точки зрения их применения в автомобильной промышленности [1]. Такое сочетание механических свойств позволяет усовершенствовать процессы глубокой вытяжки и гибки тонколистовых сталей для производства специальных заготовок и высоконагруженных элементов конструкции автомобилей.

Вместе с тем, высокоалюминиймарганцевые сплавы немагнитны (или слабомагнитны) в термообработанном состоянии и легче традиционных высокопрочных конструкционных сталей на 10 – 20 %, что делает возможным их применение в качестве материала для легких высокопрочных вращающихся деталей в высокочастотном электрооборудовании благодаря их низкому удельному весу.

Кроме того, эти сплавы перспективно применять в криогенной технике для транспортировки и хранения сжиженных газов [2].

Из литературных данных [2 – 7] известно, что в высокомарганцевых сплавах возможно образование парамагнитного ϵ -мартенсита с ГПУ-решеткой по сдвиговому механизму мартенситного типа, максимальное количество которого наблюдается при концентрации марганца около 17 % (по массе). Характерной особенностью высокоалюминиймарганцевых сплавов с большим содержанием углерода является наличие в структуре каппа-карбида переменного состава $(Fe, Mn)_3AlC_{1-x}$ с упорядоченной по типу L12 ГЦК-решеткой, в которой на гранях расположены атомы железа или марганца, в вершинах куба – алюминий, а в центре находится атом углерода.

В настоящее время в мировой практике появляется все больше работ, направленных на изучение превращений и процессов структурообразования в вышеупомянутых типах сплавов для лучшего регулирования достигаемых свойств, учитывая сложность производства, особенно высоколегированных сталей [2, 5 – 8].

Большое внимание в последнее время уделяется легированию сталей азотом. Он превосходит многие другие легирующие элементы и даже углерод по упрочняющей способности, увеличению коррозионной стойкости, эффективнее обеспечивает в ряде случаев и другие физико-механические свойства сталей [9 – 11]. Целесообразно использование азота в роли легирующего компонента и с учетом экономической эффективности. Поэтому целью настоящей работы было исследование влияния на структуру и свойства Fe–Mn–Al–C сплавов микролегирования азотом, учитывая, что азот в небольших количествах практически всегда присутствует в стали, а также то, что повышенное содержание марганца способствует увеличению растворимости азота в расплаве и твердом состоянии.

Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл 1.

Выплавка сплавов 1 – 11 осуществлялась в лабораторной вакуумной печи сопротивления с вольфрамовым нагревателем при температуре 1600 °С методом сплавления следующих шихтовых компонентов: карбонильное железо + марганец металлический или ферромарганец + алюминий технической чистоты. Для перемешивания и

Таблица 1

Химический состав исследуемых сплавов

Номер сплава	Массовая доля элемента, % (по массе)				
	Mn	Al	Si	C	N*
1	21,2	6,2	0,50	1,10	0,006
2	19,1	9,0	0,50	2,18	0,001
3	23,9	4,0	0,54	1,80	0,032
4	25,3	0,01	0,20	0,02	0,014
5	23,7	7,5	0,20	0,05	0,008
6	22,6	14,4	0,20	0,05	0,007
7	23,8	4,6	0,20	0,05	0,020
8	25,6	0,01	0,20	0,03	0,135
9	23,7	8,1	0,20	0,05	0,008
10	24,3	11,5	0,20	0,03	0,045
11	24,1	5,3	0,32	0,04	0,024

* Общее содержание азота в сплаве, определенное методом экстракции на приборе фирмы LECO TN-136

насыщения сплавов азотом плавку продували через погружаемую трубку аргоном и азотом. Для последующих исследований отбирали пробы в кварцевые трубки диаметром 6,0 – 8,0 мм. Литые образцы сплавов представляли собой цилиндры диаметром 5,0 – 7,0 мм, которые в дальнейшем исследовали в литом состоянии или подвергали термической и термомеханической обработке с горячей деформацией сжатием (осадкой) при температуре 950 – 1000 °С со скоростью деформации 0,1 с⁻¹ вдоль оси цилиндрических образцов высотой 9,70 – 11,45 мм и диаметром 5,50 – 6,20 мм с использованием испытательного комплекса Gleeble System 3800. При этом получали диаграммы горячей деформации, а также оценивали прочность и деформируемость литых сплавов. После деформации образцы резко (не менее 50 град/с) охлаждали с помощью воздушных форсунок.

Исследовали диаграммы фазовых равновесий, рассчитанные с помощью программы Thermo-Calc для базовых систем легирования и с близким к экспериментальным сплавам содержанием примесей (рис. 1).

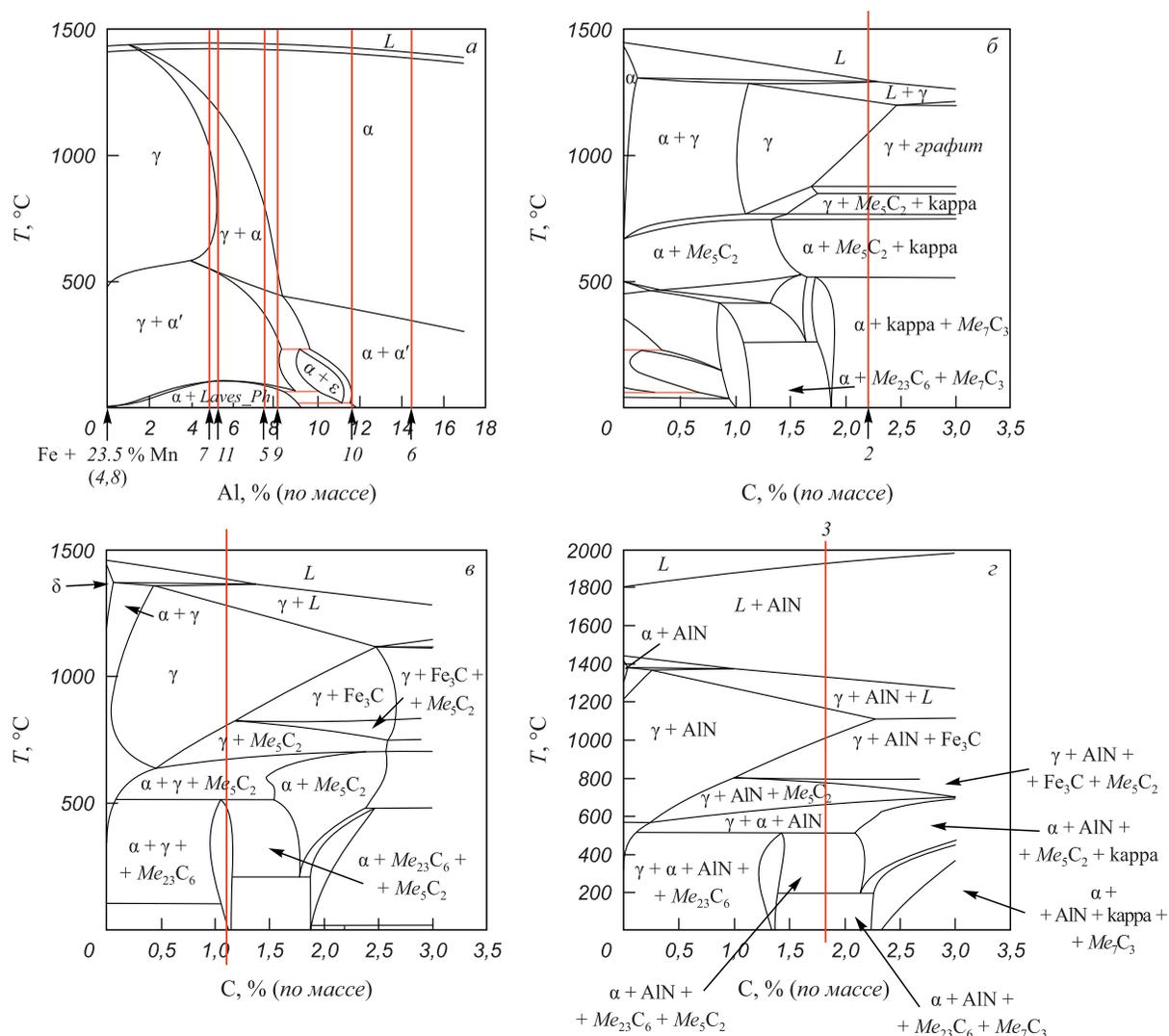


Рис. 1. Политермические разрезы диаграмм фазовых равновесий: (Fe + 23,5 % Mn)–Al для сплавов 4 – 11 (а), (Fe + 19,1 % Mn + 9,0 % Al + 0,50 % Si)–C для сплава 2 (б); (Fe + 21,2 % Mn + 6,2 % Al + 0,50 % Si)–C для сплава 1 (в); (Fe + 23,9 % Mn + 4,0 % Al + 0,54 % Si)–C для сплава 3 (г)

Вертикальные линии на политермических разрезах рассчитанных диаграмм соответствуют конкретным химическим составам исследуемых сплавов. На диаграммах обозначены возможные области образования фаз в исследуемых сплавах.

Экспериментально методами металлографического, рентгеноструктурного и магнитометрического анализа, измерением твердости изучали структуру, фазовый состав, намагниченность Fe–Mn–Al–C–(N) сплавов в литом и закаленном после горячей деформации состояниях. Выявление микроструктуры проводили с помощью электролитического травления в растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте.

Анализ диаграмм фазовых равновесий позволяет прогнозировать следующее. Безалюминиевые двойные сплавы 4, 8 (Fe + 23,5 % Mn, рис. 1, а) после ускоренного охлаждения должны быть чисто аустенитными, поскольку марганец эффективный γ -стабилизатор, т.е. расширяет γ -область и снижает температуру мартенситного превращения M_n . При легировании алюминием, который напротив, является сильным α -стабилизатором, область существования γ -твердого раствора сужается. Поэтому сплавы 7, 11, 5, 9 по мере увеличения содержания алюминия могут иметь двухфазную ($\gamma + \alpha$) структуру с увеличением доли α -фазы, а сплавы 6, 10 – быть полностью ферритными.

Известно [3], что двойные сплавы Fe–Mn с высоким содержанием марганца склонны к расслоению в жидкой фазе на области, обогащенные марганцем, вплоть до состава, соответствующего образованию β -Mn и области с относительно малой концентрацией марганца. Кроме того, в ходе ускоренного охлаждения в сплавах Fe–Mn с содержанием марганца 10 – 27 % возможно $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение с образованием парамагнитного ϵ -мартенсита с ГПУ-решеткой по сдвиговому механизму мартенситного типа [3 – 4]. В результате ускоренно охлажденные литые сплавы с высоким содержанием марганца могут иметь трехфазную структуру $\gamma + \epsilon + \beta$ -Mn.

Легирование алюминием уменьшает расслоение, расширяет область существования α -фазы, подавляет $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение, в результате в исследуемом диапазоне концентраций Mn и Al в тройных сплавах в структуре может быть либо только α -фаза, либо α -фаза с небольшим количеством аустенита или ϵ -мартенсита.

Микролегирование азотом также способствует уменьшению расслоения расплава (рис. 2), стабилизации аустенита, понижению температуры мартенситного превращения и, следовательно, уменьшению количества ϵ -мартенсита, образующегося при охлаждении. Добавка азота в количестве до 0,135 % (сплав 8) незначительно изменяет вид диаграммы, азот в таком количестве полностью растворится в аустените. При большем содержании азота на диаграмме появляются нитрид алюминия и газовая фаза, прохождение через которую при кристаллизации сплава может приводить к появлению пор и несплошностей в литом материале.

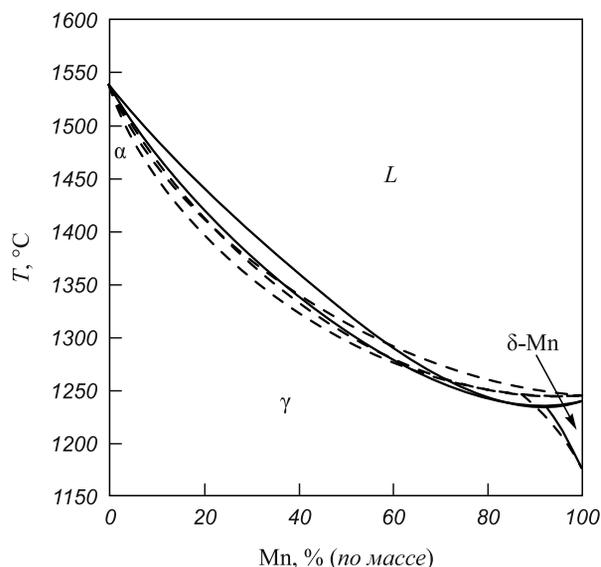


Рис. 2. Участок политермического разреза диаграммы фазовых равновесий для сплава системы Fe–Mn (сплошная линия) и (Fe + 0,135 % N)–Mn (пунктирная линия)

Легирование Fe–Mn–Al сплавов углеродом или углеродом и азотом еще больше усложняет вид диаграмм фазовых равновесий, изменяет положения существования различных фаз и в результате при комнатной температуре сплавы 1 – 3 могут быть аустенитными или дополнительно содержать карбиды (карбонитриды).

Фазовые составы литых сплавов, рассчитанные по Thermo-Calc и полученные с помощью рентгенографического исследования, приведены в табл. 2.

Экспериментальные результаты рентгеноструктурного фазового анализа хорошо согласуются с прогно-

Таблица 2

Фазовые составы литых сплавов при 25 °С

Номер сплава	Фазовый состав	
	Расчет	Эксперимент
1	$\alpha + \gamma + Me_xC_y$	$\gamma + \text{карра(следы)}$
2	$\alpha + Me_xC_y + \text{карра}$	$\gamma + \text{карра}$
3	$\alpha + \text{AlN} + Me_xC_y$ (+ $\text{карра} + \text{AlN}$) [*]	γ
4	$\gamma + \alpha (+ \epsilon + \text{AlN})$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$
5	$\alpha (+ \gamma)$	α
6	α	$\alpha + \epsilon$
7	$\alpha + \gamma(+ \text{AlN})$	$\gamma + \epsilon(\text{следы})$
8	$\gamma + \alpha + \text{AlN}(+ \epsilon)$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$
9	$\alpha (+\gamma)$	$\alpha + \epsilon$
10	$\alpha(+\text{AlN})$	$\alpha + \gamma(\text{следы})$
11	$\alpha + \gamma(+\text{AlN})$	γ

* Здесь и далее в таблицах в скобках указаны фазы, нахождение в сплаве которых возможно в очень малых количествах.

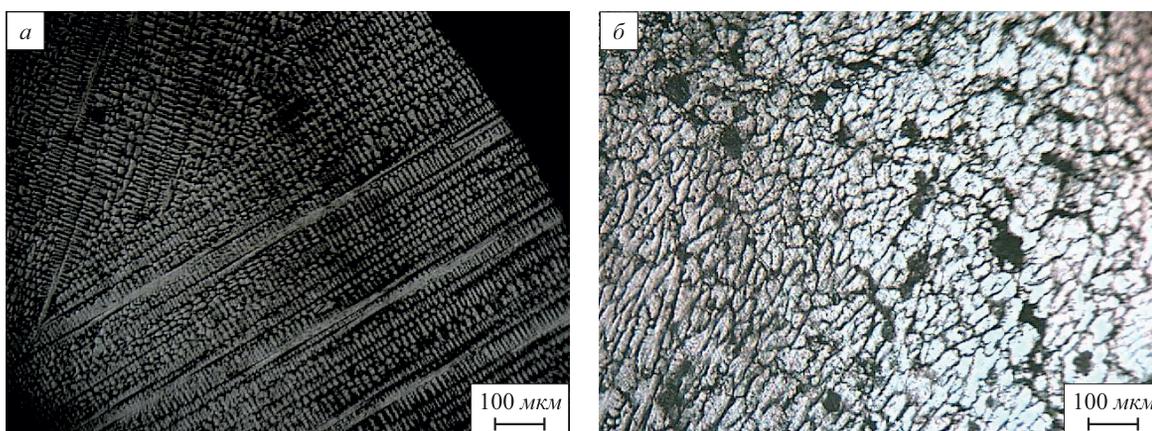


Рис. 3. Микроструктура сплавов в литом состоянии (а) и после горячего сжатия (б), $T = 1000$ °С. Поперечное сечение слитков сплавов 3 и 2

зируемыми на основе расчетных диаграмм фазовых равновесий только при учете условий кристаллизации и охлаждения. В результате ускоренного охлаждения и малого количества азота не обнаружено нитрида алюминия AlN в сплавах 1, 2, 4, 8, и высокотемпературных карбидов Me_xC_y в высокоуглеродистых сплавах 1, 2, 3. Расслоение и ликвация по марганцу проявились путем появления ϵ -фазы в сплавах 4, 6, 7, 8, 9, а в сплавах 4 и 8 наблюдали фазу β -Mn. Ускоренное охлаждение при низких температурах способствовало переохлаждению аустенита до комнатной температуры. Поэтому α -фазу наблюдали лишь в безуглеродистых сплавах 5, 6, 9, 10. При комнатной температуре в литых ускоренно охлажденных сплавах 1 – 3 с большим содержанием углерода за счет предотвращения выделения карбидов, особенно выделяющихся при сравнительно низких температурах, наблюдалась аустенитная матрица с некоторым количеством более высокотемпературного каппа-карбида.

После горячей деформации в исходно литых сплавах с явно выраженной дендритной структурой (рис. 3, а) наблюдали уменьшение неоднородности по химическому составу, сложную траекторию движения ветвей дендритов и зерен по направлению течения металла (рис. 3, б). Неравномерная деформация приводила и к неоднородному протеканию рекристаллизации в объеме образца.

В целом, степень развития рекристаллизации при одинаковых параметрах горячей деформации возрастала в следующем ряду сплавов: Fe–Mn–(N), Fe–Mn–Al–C–(N), Fe–Mn–Al–(N). Такая последовательность определялась следующими факторами: в основном уровнем напряжений и скоростью диффузии, а в конечном счете составом, исходной структурой и структурой при температуре горячей деформации. В итоге максимально полно рекристаллизация проходила в сплавах 5 и 9, которые при температуре деформации имели структуру феррита. Это, безусловно, определило более высокую скорость диффузии в ОЦК-решетке по сравнению с ГЦК.

Можно отметить, что все сплавы, в том числе высокоуглеродистые высоколегированные Fe–Mn–Al–C литые сплавы, хорошо деформируются в горячую, вплоть до 40 – 50 % обжатия без образования горячих трещин. Сопротивление горячей деформации σ_{max} (табл. 3) растет с повышением содержания алюминия, углерода и азота, и, естественно, меньше для феррита по сравнению с аустенитом.

После нагрева, трехминутной выдержки при температуре деформации, горячего сжатия и резкого охлаждения в сплаве 3 дополнительно появились каппа-карбид и феррит (мартенсит), в сплавах 5, 6, 9 дополнительно обнаружен аустенит, сплав 10 имел практически полностью аустенитную структуру (табл. 4). Этот факт, воз-

Таблица 3

Сопротивление горячей деформации сплавов при скорости деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$

Показатель	Номер сплава				
	1	2	3	5	6
$T_{\text{деф.}}$, °С	1000	1000	1000	950	950
Фазовый состав при $T_{\text{деф}}$	γ	γ (+ графит)	γ (+ AlN)	α (+ γ)	α
$\sigma_{\text{max}}^{1000 \text{ °С}}$, МПа	119	198	170	68	52
ϵ_{max} , %	12	8	6	50	27

Таблица 4

Фазовый состав сплавов в литом и закаленном после горячей деформации состоянии

Номер сплава	Фазовый состав	
	в литом состоянии	после горячей сжатия $T = 950 - 1000 \text{ }^\circ\text{C}$
1	$\gamma + \text{карра(следы)}$	$\gamma + \text{карра}$
2	$\gamma + \text{карра}$	$\gamma + \text{карра}$
3	γ	$\alpha + \gamma + \text{карра}$
4	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$
5	α	$\alpha + \gamma$
6	$\alpha + \epsilon$	$\alpha + \epsilon(\text{следы}) + \gamma(\text{следы})$
7	$\gamma + \epsilon(\text{следы})$	γ
8	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$	$\gamma + \epsilon + \beta\text{-Mn}$
9	$\alpha + \epsilon$	$\alpha + \gamma(\text{следы})$
10	$\alpha + \gamma(\text{следы})$	$\gamma + \alpha(\text{следы})$
11	γ	γ

можно, связан с тем, что нагрев и выдержка ($T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, 3 мин.), а затем и сама горячая деформация сопровождаются некоторым выравниванием по составу аустенита: в основном по марганцу, алюминий при этом перераспределяется слабо, в результате могут появляться области, в которых соотношение Al:Mn уменьшается и становится возможным образование γ -фазы.

Выводы. Возможно получать высоколегированные сплавы на основе Fe–Mn–Al–C–N в широком диапазоне концентраций легирующих элементов. Регулируя состав сплава и режимы термомеханической обработки, можно сформировать триплекс-структуру (γ – α – k -карбид; γ – ϵ – k -карбид; γ – ϵ – α) с разным соотношением, размерами и распределением фаз, обеспечивающую заданный комплекс механических и физических свойств.

УДК 621.791

**В.Г. Шморгун, Ю.П. Трыков, Д.Ю. Донцов,
О.В. Слаутин, Д.А. Евсτροпов**

Волгоградский государственный технический университет

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ТИТАНО-СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА*

Технология получения нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИК) предусматривает сварку взрывом

Добавка азота уменьшает расслоение расплава, стабилизирует аустенит, понижает температуру мартенситного превращения, а, следовательно, уменьшает количество ϵ -мартенсита, образующегося при охлаждении.

Легирование алюминием также уменьшает расслоение по марганцу, расширяет область существования α -фазы, определяет возможность образования каппа-карбида, тормозит процессы рекристаллизации при горячей деформации, что нужно учитывать при назначении режимов термической и термомеханической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Grassel O., Kruger L., Frommeyer G., Meyer L.W. // International Journal of Plasticity. 2000. No 16. P. 1391 – 1409.
2. Frommeyer G., Bruh U. // Steel Research International. 2006. Vol 77. No 9 – 10. P. 627 – 633.
3. Богачев И.Н., Егорова В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 295 с.
4. Вольнова Т.Ф. Высокомарганцевые стали и сплавы. – М: Металлургия, 1988. – 343 с.
5. Mazancova E., Jonsta Z., Mazanec K. Structural Metallurgy Properties of high manganese Fe-Mn-Al-C alloy // METALL 2008, Hradec nad Moravici, May, 13 – 15.
6. Кривоногов Г.С., Алексеев М.Ф., Соловьева Г.Г. // ФММ. 1975. № 39. С. 86 – 92.
7. Сторчак Н.А., Драчинская А.Г. // ФММ. 1977. № 44. С. 123 – 130.
8. Han K.H., Kang T.S. and Laughlin D.E. Thermomechanical Treatment of an Fe–Mn–Al–C Sideband Alloy // Proc. of International Conference with 1988 World Materials Congress, Chicago, IL. 1988. Sept. 24 – 30, P. 69 – 75.
9. Прокошкина В.Г., Капуткина Л.М., Свяжин А.Г. // МиТОМ. 2000. № 9. С. 10 – 15.
10. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г. Фазовые и структурные превращения в сталях // Сб. науч. тр. / Под ред. В.Н. Урцева. – Магнитогорск, 2008. Вып. 5. С.138 – 156.
11. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. // МиТОМ. 2000. № 12. С. 3 – 6.

© 2012 г. А.В. Бронз, Л.М. Капуткина, В.Э. Киндоп, В.Г. Прокошкина, А.Г. Свяжин
Поступила 19 июня 2012 г.

многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей высокотемпературной термообработки заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [1 – 3].

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 10-08-00437-а и 11-08-97021-р_поволжье_а.

Титан имеет весьма высокую склонность к карбидообразованию, а углерод в стали является наиболее диффузионно-подвижным элементом, поэтому понимание процессов, протекающих в околосшовной зоне при нагреве соединений титан-сталь с различным содержанием углерода, необходимо как на этапе выбора конструкции СИК этой системы, так и при назначении режимов его высокотемпературной термообработки.

Исследования проводили на 15-слойных композитах (с чередующимися слоями титана и стали суммарной толщиной 1,2 мм) следующего состава: ВТ1-0 + 08кп и ВТ1-0 + У7, изготовленных по комплексной технологии, предусматривающей сварку взрывом и последующую прокатку при 700 °С.

При проведении исследований применялось следующее оборудование: рентгеновский дифрактометр ДРОН-3, микротвердомер ПМТ-3М, вакуумная печь СВШЛ 0,6-2/16, материаловедческий микроскоп Olympus ВХ61, вакуумная установка АЛА-ТОО (ИМАШ 20-75).

Для оценки прочности интерметаллидной прослойки и предела текучести твердого раствора железа в титане использовали правило смеси [4]:

$$\sigma_{\text{инт}} = \frac{\sigma_{\text{сик}} - \sigma_{02\phi} V_{\phi}}{V_{\text{инт}}}, \quad (1)$$

$$\sigma_{02\text{Ti}} = \frac{\sigma_{\text{сик}} - \sigma_{02\phi} V_{\phi} - \sigma_{\text{инт}} V_{\text{инт}}}{V_{\text{Ti}}}, \quad (2)$$

где $\sigma_{\text{инт}}$, $\sigma_{\text{сик}}$ – предел прочности интерметаллида и слоистого интерметаллидного композита при соответствующей температуре испытания; $\sigma_{02\phi}$ и $\sigma_{02\text{Ti}}$ – предел текучести феррита и твердого раствора железа в титане при соответствующей температуре испытания; V_{ϕ} , V_{Ti} и $V_{\text{инт}}$ – объемная доля феррита, твердого раствора и интерметаллидной прослойки.

В работах [5 – 7], касающихся влияния нагрева на структуру и свойства соединений титана со сталями с различным содержанием углерода, авторы ограничились исследованиями в интервале температур 500 – 600 °С, что, тем не менее, позволило им сделать ряд принципиальных выводов, наиболее важными из которых являются следующие:

- с увеличением в стали исходного содержания углерода прочность соединения при нагреве до 600 °С падает менее заметно, что связано со способностью низкоуглеродистых сталей к большему упрочнению при динамическом нагружении и, поэтому, к большему разупрочнению их ферритной составляющей при последующем нагреве;
- в процессе длительного нагрева стали с большим содержанием углерода у границы раздела металлов обезуглероживаются в большей степени.

В настоящей работе влияние содержания углерода в стальном слое на структуру и свойства слоистого тита-

но-стального композита изучали в интервале температур 750 – 950 °С.

Установлено, что с увеличением времени отжига количество перлитных зерен как в стали 08кп, так и в У7 уменьшается. Обезуглероженный (ферритный) слой с ориентацией зерен перпендикулярно границе соединения в стали 08кп появляется при температуре 800 °С, а в стали У7 – при 950 °С при фиксированной длительности отжига 1 ч (см. рисунок). При этом твердость стали У7 понижается с 2,06 – 2,17 ГПа при 800 °С до 1,27 – 1,33 ГПа при 950 °С.

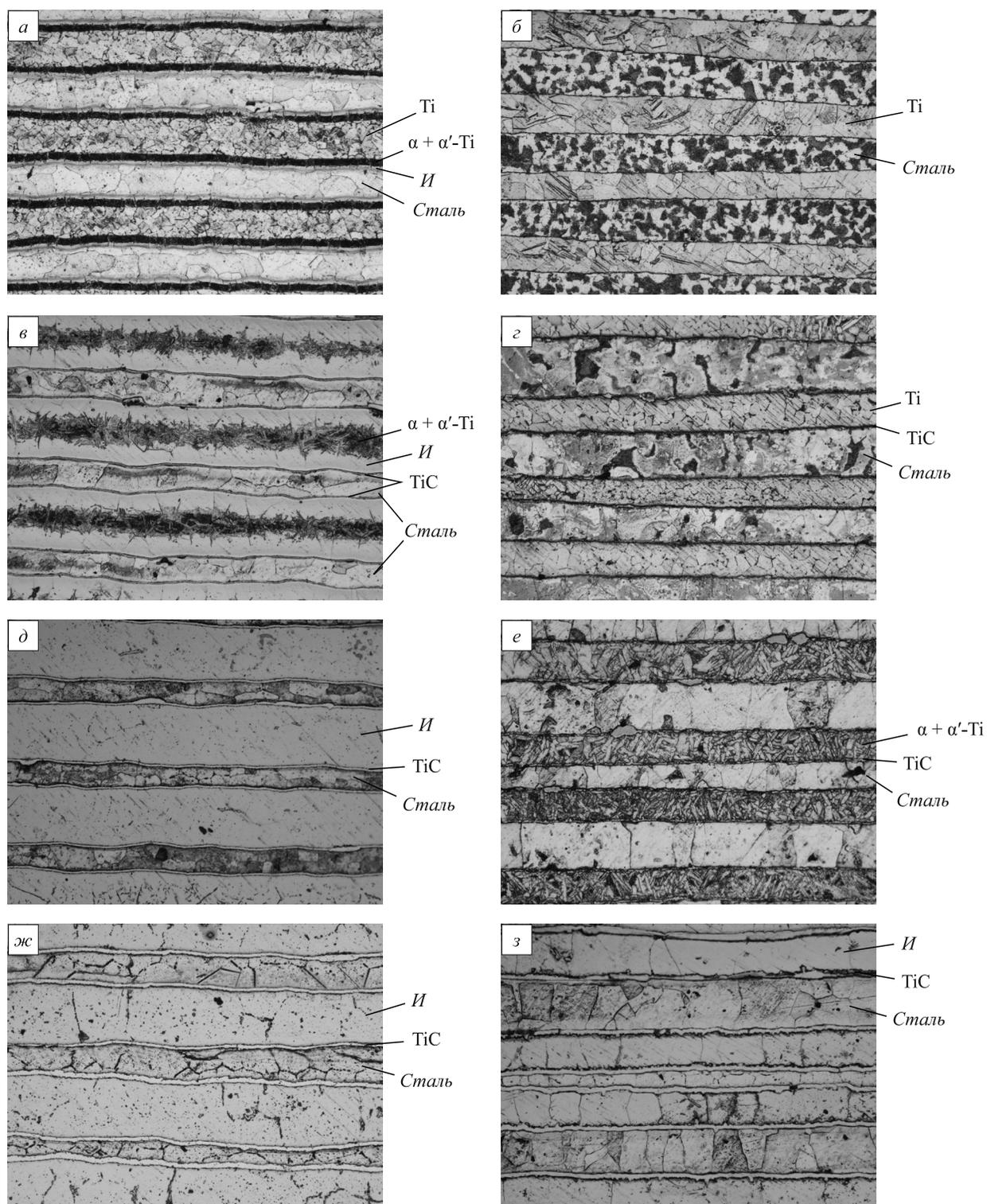
Диффузионная прослойка в титано-стальном композите состава ВТ1-0 + 08кп твердостью 4,88 – 5,03 ГПа формируется поэтапно. При температуре термообработки до 800 °С она имеет игольчатую структуру с твердостью 4,15 – 4,27 ГПа и состоит из твердых растворов титана ($\alpha + \alpha'$) и интерметаллидных соединений титана с железом (по данным работы [5] твердость сплавов Ti–Fe с повышением в них содержания последнего изменяется следующим образом: 2 % Fe – 2 ГПа, 4 % Fe – 3,05 ГПа, 6 – 9 % Fe – 4,5 ГПа).

При температуре выше 800 °С между стальным слоем и игольчатой прослойкой образуется прослойка интерметаллидного состава (Fe_2Ti и FeTi) твердостью 4,15 – 4,27 ГПа. При 950 °С (выдержка 1ч) структура СИК формируется окончательно и состоит из чередующихся интерметаллидных и ферритных слоев, между которыми располагается тонкая прослойка TiC твердостью до 20 ГПа.

Отжиг композита состава ВТ1-0 + У7 в интервале температур нагрева 800 – 900 °С при выдержке 1 ч не приводит к заметным структурным изменениям в титановых слоях, твердость которых остается на уровне 2,08 – 2,15 ГПа. На границе раздела слоев металлографически наблюдается только прослойка карбидов TiC, большей, чем в композите со сталью 08кп толщины и твердости (до 28 ГПа). При 950 °С титановый слой имеет игольчатую структуру, которая при увеличении времени выдержки до 3 ч трансформируется в прослойку интерметаллидного состава твердостью 4,48 – 4,59 ГПа.

Поскольку слоистые интерметаллидные композиты могут иметь не только феррит-интерметаллидную структуру, но и структуру с чередующимися слоями феррита, интерметаллида и твердого раствора железа в титане, определение температурной зависимости предела текучести последнего является актуальной задачей.

Механические испытания слоистых интерметаллидных композитов показали (табл. 1), что СИК с $V_{\text{инт}} = 27\%$ (структура СИК феррит-интерметаллид-твердый раствор железа в титане) при 20 °С имеют прочность 550 – 710 МПа, что превосходит прочность титана (410 МПа) и стали (300 МПа). Композит с $V_{\text{инт}} = 72\%$ (структура СИК феррит-интерметаллид) показал прочность на уровне 250 – 350 МПа. Столь резкое снижение прочности обусловлено увеличением



Микроструктуры 15-слойных композитов состава титан ВТ1-0 + сталь 08кп (а, в, д, ж) и титан ВТ1-0 + сталь У7 (б, г, е, з) после нагрева: 800 °С, 1 ч – а, б; 900 °С, 1 ч – в, г; 950 °С, 1 ч – д, е; 950 °С, 3 ч – ж, з; $\times 200$

объемной доли интерметаллидных прослоек. Пластичность СИК (3 – 5 %) была ниже, чем у исходных материалов (31 % – титан ВТ1-0 и 36 % – сталь 08кп).

При 700 °С прочность композита с $V_{\text{инт}} = 27\%$ понизилась до 190 – 250 МПа, а композита с $V_{\text{инт}} = 72\%$ возросла до 410 – 550 МПа. При этом пластичность увеличилась до 20 – 30 и до 5 – 13 % соответственно.

Испытания при 800 °С показали фактически одинаковый уровень прочности (62 – 140 МПа) и высокую пластичность всех испытанных образцов этой серии.

В табл. 2 представлены полученные расчетным путем средние значения прочности интерметаллидной прослойки в зависимости от температуры испытания. Их анализ свидетельствует об аномальной зависимости

Таблица 1

Результаты механических испытаний СИК

Число слоев	Объемная доля интерметаллидов, %	20 °С		700 °С		800 °С	
		$\sigma_{\text{СИК}}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{СИК}}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{СИК}}$, МПа	δ , %
3	27	550 – 710	3 – 5	190 – 250	20 – 30	62 – 92	50 – 60
9	72	250 – 350	2 – 4	410 – 550	5 – 13	80 – 140	25 – 40

Таблица 2

Механические свойства феррита (эксперимент), интерметаллидной прослойки и твердого раствора (расчет)

20 °С			700 °С			800 °С		
$\sigma_{02\text{ф}}$, МПа	$\sigma_{\text{инт}}$, МПа	$\sigma_{02\text{Тi}}$, МПа	$\sigma_{02\text{ф}}$, МПа	$\sigma_{\text{инт}}$, МПа	$\sigma_{02\text{Тi}}$, МПа	$\sigma_{02\text{ф}}$, МПа	$\sigma_{\text{инт}}$, МПа	$\sigma_{02\text{Тi}}$, МПа
175	279 – 418	946 – 1218	59	547 – 741	50 – 70	53	90 – 174	50 – 70

предела прочности от температуры, что полностью соответствует данным работы [4]. Расчет предела текучести твердого раствора железа в титане, выполненный по уравнению (2) с привлечением данных, представленных в табл. 1, позволил установить следующее. При комнатной температуре расчетные значения $\sigma_{02\text{Тi}}$ находятся на уровне 946 – 1218 МПа, а при 800 °С – 50 – 70 МПа. Такая температурная зависимость $\sigma_{02\text{Тi}}$ характерна для бинарных сплавов системы Ti–Fe, содержащих около 10 % железа [7].

Выводы. Увеличение содержания углерода в стальных слоях многослойного титано-стального композита приводит к росту температуры и времени выдержки при отжиге, необходимой для формирования структуры СИК в виде чередующихся интерметаллидных и ферритных слоев, росту толщины и твердости прослойки TiC, снижению твердости интерметаллидных слоев.

Поскольку повышение жаропрочных свойств СИК системы Ti–Fe достигается за счет увеличения объемной доли интерметаллидных прослоек, а прочность при комнатной температуре – за счет увеличения объемной доли прослоек твердого раствора железа в титане, использование средне- и высокоуглеродистых сталей в

качестве металлической основы СИК системы Ti–Fe нецелесообразно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков Ю.П., Шморгунов В.Г., Гуревич Л.М. // Конструкции из композиционных материалов. 2006. № 4. С. 133 – 134.
2. Шморгунов В.Г., Трыков Ю.П., Слаутин О.В. // Конструкции из композиционных материалов. 2005. № 3. С. 3 – 9.
3. Трыков Ю.П., Шморгунов В.Г., Слаутин О.В., Донцов Д.Ю. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 11. С. 20 – 22.
4. Шморгунов В.Г., Трыков Ю.П., Слаутин О.В., Абраменко С.А. // Конструкции из композиционных материалов. 2008. № 2. С. 1 – 7.
5. Казак Н.Н., Седых В.С., Трыков Ю.П. // Материалы научной конференции ВПИ. – Волгоград, 1965. Т. 1. С. 7 – 11.
6. Казак Н.Н., Седых В.С. // Сварка разнородных цветных металлов и сплавов с черными металлами и сплавами. – Киев, 1967. Ч. 1. С. 16 – 18.
7. Чечулин Б.Б. и др. Титановые сплавы в машиностроении – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.

© 2012 г. А.Б. Арабей, В.А. Хошинов,
А.О. Струин, В.М. Фарбер
Поступила 28 мая 2012 г.

УДК 669.018.298.3

*В.М. Фарбер¹, И.Ю. Пышминцев², А.Б. Арабей³,
О.В. Селиванова¹, О.Н. Полухина¹*

¹ Уральский федеральный университет

² ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

³ ОАО «ГАЗПРОМ»

ВКЛАД РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ В ФОРМИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ КЛАССА ПРОНОСТИ К65

Для строительства магистральных газопроводов используются высокопрочные сварные трубы большого диаметра категории прочности К65(Х80), изготавливаемые различными отечественными и зарубежными компаниями [1, 2]. Безусловно, все трубы отвечают техническим требованиям Газпрома, но в определенной степени различаются по химическому и фазовому составу, структуре и, соответственно, механическим свойствам. Отсюда вытекает постановка вопроса об основных факторах, ответственных за формирование комплекса служебных свойств и их оптимальных значений для сталей данного класса.

Целью настоящей работы явилось изучение вклада в упрочнение и трещиностойкость высокопрочных сталей типа 05Г2БД параметров структуры (размера зерна, плотности дислокаций), выделений дисперсных фаз (карбонитридов, меди), твердорастворного упрочнения.

Материалы и методики исследования

Образцы вырезались из труб диам. 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм, изготовленных из сталей 1 и 2, химический состав которых приведен в табл. 1.

При помощи металлографического анализа микроструктуры определялись относительное количество и размер структурных составляющих.

Электронномикроскопическое исследование проводилось методом тонких фольг и экстракционных реп-

лик на просвечивающих электронных микроскопах ЭМВ-100Л и JEM-2100. Заготовки для фольг в виде пластин толщиной 0,2 – 0,3 мм вырезались поперек оси трубы. На основе электронномикроскопических исследований оценивались плотность дислокаций, расстояние между дисперсными частицами и их размер. Исследование микроструктуры и фазового состава сталей позволило оценить величину отдельных факторов упрочнения, исходя из аддитивного вклада в предел текучести отдельных упрочняющих факторов [3]:

$$\sigma_{\tau} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{т.р.}} + \Delta\sigma_{\text{д.у.}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{з}}, \quad (1)$$

где – σ_0 напряжение трения решетки (напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{\text{т.р.}}$ – твердорастворное упрочнение; $\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$ – дислокационное упрочнение; $\Delta\sigma_{\text{д}}$ – дисперсионное упрочнение; $\Delta\sigma_{\text{з}}$ – зернограницное упрочнение.

Расчетные значения предела текучести исследуемых сталей сопоставлялись с экспериментально найденными величинами при растяжении образцов на испытательной машине Instron 3382 при комнатной температуре со скоростью $0,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Микроструктурные исследования

В структуре сталей 1 наблюдается полосчатость, которая проявляется в формировании строчек, обога-

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti
1	0,08	1,85	0,39	0,001	0,013	0,002	0,05	0,016
	Cu	Ni	Cr	Al	B	Mo	N	Ca
	0,17	0,22	0,19	0,034	0,0003	0,133	0,004	0,001
2	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti
	0,05	1,87	0,10	0,004	0,007	–	0,024	0,019
	Cu	Ni	Cr	Al	B	Mo	N	Ca
	0,49	0,63	0,26	0,041	0,0001	0,010	0,0024	–

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

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

Микроструктура стали 2 в сечениях, перпендикулярном и параллельном оси трубы, практически идентична. Особенностью структуры является наличие участков с относительно крупными ферритными зернами (до 10 мкм) на фоне однородной дисперсной структуры. В сечении, перпендикулярном направлению прокатки, распределение ферритных зерен по размеру носит бимодальный характер с пиками в области 2 и 6 мкм. В сечении, параллельном оси трубы, распределение ближе к нормальному с пиком в области 3 мкм, но также присутствуют зерна размером 6 – 7 мкм [4].

Электронномикроскопические исследования тонких фольг и реплик показали, что в сталях обоих производителей присутствуют дисперсные частицы двух типов: относительно крупные карбонитриды типа Nb, Ti(C, N) размером 300 – 400 Å в стали 1 и 650 – 850 Å в стали 2, имеющие неправильную ограниченную или округлую форму, а также выделения чистой меди (ϵ -фазы) размером 100 – 150 Å в стали 1 и 150 – 250 Å в стали 2, которые располагаются преимущественно на линиях дислокаций внутри кристаллов (в основном феррита, иногда реечных кристаллов, вероятно, бейнита).

Наличие выделений ϵ -фазы (чистой меди) в обеих сталях подтверждено расчетами микроэлектроннограмм и микрорентгеноспектральным анализом химического состава [4].

Расчет основных компонентов упрочнения

В твердом растворе сталей, испытавших ускоренное охлаждение при контролируемой прокатке, всегда содержится некоторое количество примесей внедрения [$\sim 10 - 2$ % (C + N)], поэтому, согласно [3], значение напряжения Пайерлса-Набарро принято $\sigma_0 \approx 30$ МПа.

Исходя из химического состава и уравнения $\Delta\sigma_{\text{т.р.}} = \sum (k_i c_i)$, где k_i – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост предела текучести при растворении в нем 1 % (по массе) i -го легирующего элемента; c_i – концентрация, % (по массе) i -го легирующего элемента, растворенного в феррите, твердо-растворное упрочнение ($\Delta\sigma_{\text{т.р.}}$) составляет 104 и 92 МПа для стали 1 и 2 соответственно.

Дислокационное упрочнение ($\Delta\sigma_{\text{д}}$) оценивалось на основе электронномикроскопических данных по плотности дислокаций в феррите (ρ_{α}) и в упрочняющих структурных составляющих ($\rho_{\text{УСС}}$), а также их доле (q_{α} , $q_{\text{УСС}}$), найденной при металлографическом исследовании:

$$\bar{\rho}_{\text{д}} = \rho_{\alpha} q_{\alpha} + \rho_{\text{УСС}} q_{\text{УСС}}. \quad (2)$$

Величина $\Delta\sigma_{\text{д}}$ составила 100 и 80 МПа для сталей 1 и 2 соответственно.

Согласно электронномикроскопическим данным и результатам локального рентгеноструктурного анализа [4], частицами, обеспечивающими основной вклад в дисперсионное твердение в стали 1, являются выделившиеся в феррите карбонитриды на основе Nb и Ti средним размером 10 нм, а в стали 2 – частицы ϵ -фазы (Cu) размером ~ 20 нм, зародившиеся также в бейните. Расчет дисперсионного упрочнения для подобных некогерентных частиц проводится по механизму Орована [3]:

$$\Delta\sigma_{\text{д.ч.}} = \frac{9,8 \cdot 10^3}{\lambda} \ln 2\lambda, \quad (3)$$

где λ – расстояние между частицами, найденное с учетом их неоднородного распределения в матрице.

Вклад дисперсионного упрочнения составил 65 и 57 МПа для стали 1 и 2 соответственно.

Исходя из среднего размера зерен ($d \approx 3$ мкм), оцененного металлографически, вклад зернограницного упрочнения в обеих сталях составил около 400 МПа.

Итоговые значения предела текучести и отдельных компонент упрочнения для обеих исследованных сталей приведены в табл. 2, где они сопоставлены с аналогичными параметрами, найденными для подобных сталей другими исследователями. Такие расчеты имеют оценочный характер, и интерес представляют не абсолютные величины каждого из параметров, а их относительный вклад (в %) в упрочнение с целью регулирования оптимального соотношения параметров конструктивной прочности (прочности, пластичности, вязкости, трещиностойкости).

Из табл. 2 видно, что все авторы единодушны в том, что основной вклад (57 – 59 %) в предел текучести вносится зернограницным упрочнением в результате формирования в сталях ультрамелкого зерна ($\sim 2 - 3$ мкм). По результатам различных исследователей доля твердо-растворного упрочнения составляет также близкую величину (12 – 15 %).

Различия между изученными сталями, как и с литературными данными, обнаруживаются для дислокационного и дисперсионного упрочнений, которые составляют величины одного порядка ~ 100 МПа (15 %). Изменяя химический состав и технологию, производители листа (трубы) могут варьировать вклад в предел текучести дисперсионного и дислокационного

Расчетные данные предела текучести и его компонент

Компоненты упрочнения	Расчетные данные				По данным [5]		По данным [6]	
	сталь 1		сталь 2		МПа	%	МПа	%
	МПа	%	МПа	%				
σ_0	30	4	30	5	–	–	100	12
$\Delta\sigma_{т.р.}$	104	15	92	14	140	20	100	12
$\Delta\sigma_{д.у.}$	65	9	57	9	150	21	210	24
$\Delta\sigma_{д.}$	100	15	80	12	–	–	130	15
$\Delta\sigma_3$	400	57	400	60	420	59	320	37
$\sigma_{т.расч}$	699	100	659	100	710	100	860	100
$\sigma_{т.эксп}$	705	–	645	–	–	–	–	–

упрочнений, исходя в первую очередь из имеющегося на предприятии оборудования. Здесь важно, как наряду с прочностью они влияют на уровень вязко-пластических характеристик, по которым сталь 2 превышает сталь 1, особенно по величине KCV при $T_{исп} = -60^\circ\text{C}$ (см. рисунок).

Дислокационное упрочнение регулируется за счет увеличения объемной доли УСС. Наиболее благоприятно агрегатное упрочнение, так как ферритные зерна подобно демпферу будут снижать напряжения, связанные с образованием низкотемпературных продуктов распада аустенита (бейнита/мартенсита). Увеличение вклада $\Delta\sigma_{д.}$ требует повышения $q_{УСС}$ за счет увеличения скорости охлаждения, что обуславливает определенные требования к охлаждающему оборудованию. Дисперсионное упрочнение достигается за счет повышенного содержания ванадия и/или меди, но данный вид упрочнения менее благоприятный, чем дислокационное (агрегатное упрочнение).

Уяснив факторы, определяющие уровень прочностных свойств, необходимо отметить, что рассматриваемые стали различаются по уровню трещиностойкости (ходу сериальных кривых ударной вязкости) (см. рисунок). Поскольку компоненты упрочнения у обеих сталей близки (см. табл. 2), то можно полагать, что различие

в их трещиностойкости связано с природой выделяющихся дисперсных фаз. Это нельзя выявить, исходя из модели Орована (3), где единственным параметром, определяющим величину дисперсионного упрочнения некогерентными частицами, является межчастичное расстояние λ . В то же время дисперсионное упрочнение в стали 1 происходит преимущественно при выделении ванадий-ниобиевых карбонитридов (КН), а в стали 2 – частиц ϵ -фазы (Cu), которые различаются по многим характеристикам.

Так, несоответствие периодов кристаллических решеток (δ) ферритной матрицы ($a_{\alpha\text{-Fe}} = 2,87\text{\AA}$) и меди ($a_{\text{Cu}} = 3,62\text{\AA}$) значительно меньше такового для решетки матрицы и VNb(C,N) ($a_{\text{КН}} \approx 4,20\text{\AA}$) [3].

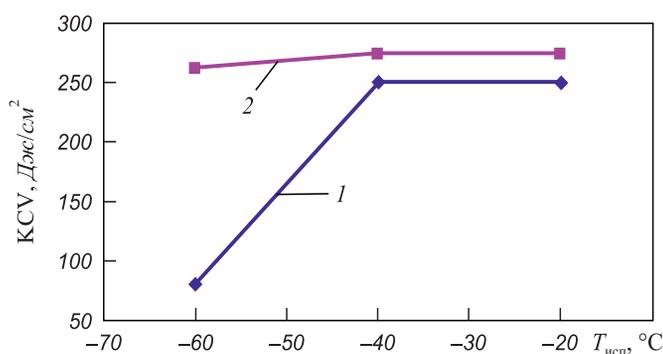
Согласно работе [6]

$$\delta = \frac{2(a_{ч} - a_{м})}{a_{ч} + a_{м}}, \quad (4)$$

где $a_{ч}$ и $a_{м}$ – периоды решетки частицы и матрицы, откуда $\delta_{\text{Cu}} = 0,23$, $\delta_{\text{КН}} = 0,38$.

Выделения обеих фаз имеют кристаллическую решетку типа Fm3m и одинаковые ориентационные соотношения с матрицей. Следовательно, при одном размере частицы Cu, имея в $\sim 1,5$ раза меньшее несоответствие с матрицей, будут создавать меньший уровень упругих напряжений, отрицательно влияющих на вязкопластические свойства. К тому же модуль упругости Cu и КН различается в $\sim 1,5$ раза, из чего следует, что частицы Cu обладают большей способностью релаксировать напряжения, возникающие при их росте.

При потере частицами когерентности в ходе роста на межфазной границе и в матрице возникают дислокации несоответствия, плотность которых пропорциональна δ [7]. Следовательно и по этому параметру выделения Cu более благоприятны, чем выделения КН, так как при одном размере частицы ϵ -фазы (Cu) порождают меньшую плотность дислокаций несоответствия, снижающих вязкопластические характеристики сталей.



Сериальные кривые ударной вязкости основного металла труб:
1 – сталь 1; 2 – сталь 2

Следующая важная особенность состоит в том, что нижняя температура выделения ϵ -фазы (Cu) в сталях составляет 300 – 350 °С [8], а ванадий-ниобиевого карбонитрида – 500 – 550 °С [9]. Следовательно при непрерывном охлаждении штрипса после окончания горячей деформации частицы КН выделяются исключительно в избыточном феррите, тогда как частицы ϵ -фазы зарождаются и растут также в кристаллах бейнита, т. е. распределяются более однородно по всему объему металла. Частицы ϵ -фазы, обладая меньшей термической устойчивостью (большей скоростью роста), чем частицы КН, имеют больший средний размер в феррите и меньшую плотность (количество частиц в единице объема). Это приводит к меньшей степени закрепления дислокации, которые в феррите стали 2 успевают перераспределиться и завязать субграницы, тогда как в феррите стали 1 они распределены весьма однородно [4].

Таким образом, по совокупности вышеизложенных моментов, дисперсионное упрочнение частицами ϵ -фазы (Cu) является более «эластичным», чем дисперсионное упрочнение карбонитридами, что является одним из моментов, обеспечивающих более высокий уровень трещиностойкости стали 2. Вероятно этим можно объяснить наметившуюся в последние годы тенденцию по снижению содержания ванадия в высокопрочных трубных сталях вплоть до его полного отсутствия и увеличения степени легирования медью до ~ 0,3, а иногда и до ~ 0,5 % (по массе).

Выводы. Расчетом компонентов упрочнения установлено, что основной вклад в упрочнение листа из сталей типа 05Г2БД, полученного по режиму контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения вносит зернограничное упрочнение (~ 57 %).

Найдено, что доля дислокационного и дисперсионного упрочнения исследуемых сталей составляет величину одного порядка (15 %).

Показано, что с позиций трещиностойкости дисперсионное упрочнение сталей выделениями частиц ϵ -фазы (чистой меди) более благоприятно, чем карбонитридами на основе ванадия, ниобия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пышминцев И.Ю. и др. // Наука и техника в газовой промышленности. 2009. № 1. С. 56 – 61.
2. Арабей А.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 3 – 10.
3. Гольдштейн М. И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов: Уч. пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
4. Арабей А.Б., и др. Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 1. С. 30 – 37.
5. De Cooman B.C., Speer J., Pyshmintsev I.Yu., Yoshinaga N. // GRIPS Media. 2007. – 650 p.
6. Poorhaydari K., Patchett B.M., Ivey D.G. Correlation Between Microstructure And Yield Strength In Low-Carbon High-Strength Microalloyed Steels // Proceedings of IPC 2006 International Pipeline Conference September 25 – 29. Calgary, Alberta, Canada, 2006. P. 2177 – 2190.
7. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. – М.: Мир, 1978. – 806 с.
8. Океда Х., Секино С., Мурота Т. Медьсодержащие конструкционные стали // В кн. Медь в черных металлах / Под ред. И. Ле Мая, А.М.-Д. Шетки. – М.: Металлургия, 1988. – 312 с.
9. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.

© 2012 г. В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, А.Б. Арабей, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина
Поступила 30 июля 2012 г.

УДК 681.3

С.И. Шарыбин, А.В. Клюев, В.Ю. Столбов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

СРАВНЕНИЕ МЕТОДОВ РАСПОЗНАВАНИЯ ОБРАЗОВ В ЗАДАЧАХ ПОИСКА ХАРАКТЕРНЫХ ЗЕРНОВЫХ МИКРОСТРУКТУР НА ФОТОГРАФИЯХ ШЛИФОВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Анализ микроструктур в металлургии используется для контроля качества изготавливаемого материала. Такой анализ позволяет определить нежелательные отклонения от запланированных характеристик материала.

На данный момент подобный анализ обычно осуществляется по следующей схеме [1, 2]:

1. Исследуемый материал деформируют (чаще всего растяжением, но в некоторых ситуациях его могут подвергать другому роду деформации

для анализа разных показателей) или подвергают термообработке.

2. Затем материал разрезают и подвергают шлифовке.
3. Далее срез подвергают травлению кислотой.

После этого производится анализ среза экспертом и делается заключение о наблюдаемой структуре материала.

Задачи анализа шлифов металлов и классификации наблюдаемых структур на данный момент могут быть решены привлечением высококвалифицированных экс-

пертов в области материаловедения и физики твердого тела. При этом заключение строится на основе анализа, проводимого «на глазок» (например, когда оценивается преобладание одного вида структур над другими), а также при помощи измерительных приборов, которые уже сами по себе имеют погрешности. Таким образом, данный способ можно признать субъективным – с помощью разных экспертов можно получать разные, а порой противоречивые результаты.

Однако данные задачи могут решаться при помощи математических методов, что позволяет не только производить анализ шлифов в условиях, когда эксперт-металловед отсутствует, но и помочь самим металловедам в решении данных задач. Более того, разработка строгого математического метода анализа шлифов избавила бы его от субъективности, а также позволила бы повысить эффективность проведения анализа шлифов.

На сегодняшний день подобных известных математических найти не удалось – на данный момент анализ структуры металла предполагает обязательное исследование шлифа человеком, что приводит к субъективным результатам анализа. Поэтому разработку такого метода и его реализацию можно признать актуальной задачей.

При исследовании шлифов возникают следующие задачи:

- классификация наблюдаемых на шлифах микроструктур;
- определение количественных характеристик микроструктур по имеющемуся множеству шлифов.

В свою очередь, задача анализа шлифов металлов и классификации наблюдаемых зерновых структур может быть разбита на несколько независимых друг от друга подзадач:

- автоматическая кластеризация шаблонных фотографий шлифов и автоматизированное определение характеристик, наиболее достоверно определяющих принадлежность шлифа тому или иному классу;
- классификация поступившего на анализ шлифа с пояснением, почему классификация была проведена таким образом и указанием точности классификации.

В данной работе речь пойдет о поиске зон с однородными зерновыми структурами на анализируемой фотографии шлифа. Выбор именно этой проблемы обусловлен следующим:

- В силу неоднородности распределения зерновых структур, на основании которых было принято решение о принадлежности шлифа конкретному классу, необходимо их отобразить на фоне шлифа.
- Классификация происходит, основываясь на базе знаний, связывающей класс шлифа с наблюдаемыми на нем структурами. Как только структуры будут определены, проведение клас-

сификации шлифа становится строго формализованной задачей.

- В случае возникновения спорной ситуации о принадлежности шлифа конкретному классу эксперт, основываясь на собственном опыте, может отклонить решение системы и указать свое собственное (такие ситуации возникают, если на шлифе присутствуют несколько разных структур, ни одна из которых не является преобладающей).
- Для зерновых структур разного вида возможно потребуется подсчет разнообразных численных характеристик.

Для решения данной проблемы лучше всего подходит применение алгоритмов распознавания образов. Так как набор распознаваемых шлифов и классов известен заранее, то это будут алгоритмы распознавания образов с учителем.

Существует множество различных алгоритмов распознавания образов, которые потенциально могут использоваться для решения поставленной проблемы. Целью данной работы является определение алгоритма, который работает наиболее адекватно в рамках поставленной задачи.

Для достижения этой цели был разработан программный продукт с реализацией нескольких наиболее распространенных алгоритмов распознавания образов для их сравнения.

Характер входных данных. На вход системе подается фотография шлифа в электронном виде. Ключевыми характеристиками этих фотографий являются:

- масштаб увеличения металла на фотографии;
- разрешение фотографии, с которым она была отсканирована.

Эти данные необходимы для того, чтобы система адаптировала свои априорные данные под эти показатели: одни и те же структуры, сфотографированные с разным уровнем увеличения, выглядят совершенно по-разному.

На данном этапе работы все эти данные вводятся в систему вручную, но в дальнейшем этот процесс можно автоматизировать (они могут быть взяты из самого файла с фотографией шлифа а также из EXIF-метаданных, связанных с ней).

Фотографии на вход подаются с различного рода шумами и искажениями. Наиболее распространены среди них:

- цифровой шум;
- затемнения некоторых областей фотографии;
- различные диапазоны между светлыми и темными пятнами на фотографии.

Как показали исследования, критичным является лишь разница в диапазонах между светлыми и темными пятнами. Цифровой шум не приводит к неправильному поведению системы. На анализируемых фотографиях крайне редко встречается неоднородность затемнения фотографий. Поэтому на данном этапе работы происходит корректировка лишь цветовых

диапазонов путем применения коррекции яркости и контраста изображения таким образом, чтобы гистограмма фотографии занимала весь диапазон поддерживаемой глубины цвета (используются 8 бит на канал, фотографии преобразуются в градации серого – наиболее эффективного для обработки алгоритмами распознавания).

Подходы к поиску закономерностей. Применительно к задаче поиска областей с одинаковыми зерновыми структурами, методы распознавания образов, описанные в работах [3, 4], можно разделить на два различных подхода:

- Поиск по образцу. База знаний системы содержит шаблоны (паттерны) зерновых структур и использует их для поиска областей, наиболее похожих на один из классов паттернов (детерминированные методы распознавания образов).
- Определение зерен, их форм, взаимного расположения и их дальнейшая классификация на основе этих данных (лингвистические и структурные методы распознавания образов).

Первый подход является наиболее простым как с точки зрения постановки, так и с точки зрения реализации. Второй приближен к тому, как классификация производится самим экспертом. Это снижет вероятность ложного срабатывания. Тем не менее, данный подход является более ресурсоемким и сложным для поддержки принятия решения (для поддержки такой системы нужны постоянные консультации эксперта). Кроме того, как показали вычислительные испытания, первый вариант работает достаточно эффективно как с точки зрения производительности, так и с точки зрения адекватности выдаваемого результата.

Поиск закономерностей разбивается на два этапа:

1. Система обучается структурам, которые она может в дальнейшем распознавать.
2. Системе на вход подается фотография шлифа, и она ищет на ней закономерности.

На данном этапе работы паттерны структур (небольшие участки фотографий шлифов, на которых отображены наиболее характерные участки микроструктуры) готовятся вручную и подаются на вход системе. При этом также задается класс, к которому принадлежит данный паттерн.

На основе этих данных заполняется база знаний системы (в зависимости от используемого алгоритма распознавания это может быть матрица весовых коэффициентов нейросети, или это может быть база с предобработанными фотографиями). После этого система может начинать распознавать структуры, которым она была обучена. Распознавание структур происходит за несколько шагов, как это показано на рис. 1.

Этап 1. Предобработка фотографий.

Как было описано выше, фотографии на входе системы могут быть зашумлены и на этом шаге происходят следующие операции:

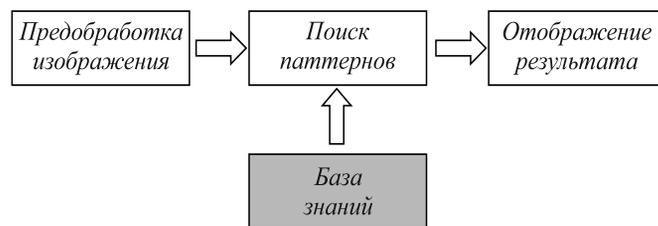


Рис. 1. Этапы распознавания микроструктур

- преобразование фотографии в формат градации серого с глубиной цвета 8 бит (наиболее оптимальный для большинства алгоритмов распознавания);
- корректировка контраста изображения путем масштабирования цветов до получения гистограммы изображения, полностью покрывающей диапазон от 0 до 255.

Такие же действия выполняются с фотографиями, используемыми при обучении системы.

Этап 2. Поиск паттернов.

На втором шаге алгоритма выделяются все возможные подобласти фотографии шлифа размерностью, равной размеру паттернов в базе знаний. Для ускорения работы алгоритма подобласти выделяются с заранее заданным шагом. После этого происходит классификация выделенной подобласти. Подобласть маркируется найденным классом.

Этап 3. Отображение результата.

На третьем шаге обработки изображения происходит объединение разрозненных пересекающихся прямоугольных областей, принадлежащих одному классу. В результате получается набор N -угольных фигур, которые выводятся на экран.

Архитектура системы поиска закономерностей.

В системах распознавания образов трудно предугадывать, какой алгоритм является более адекватным для использования в конкретной ситуации. Поэтому с целью более простого сравнения результатов работы алгоритмов архитектура системы была разработана с учетом того, что используемый алгоритм распознавания можно было бы легко менять прямо по ходу выполнения программы.

Максимальная гибкость была достигнута за счет использования единого интерфейса для алгоритмов распознавания, который поддерживает три метода:

- Загрузка изображения на вход алгоритма.
- Обучение алгоритма загруженному изображению, указывая, к какому классу это изображение относится.
- Классификация образа, загруженного на вход алгоритма.

Этот интерфейс был представлен в виде абстрактного класса Image Recognizer (Распознаватель изображения), от которого были наследованы новые классы с реализацией таких алгоритмов, как:

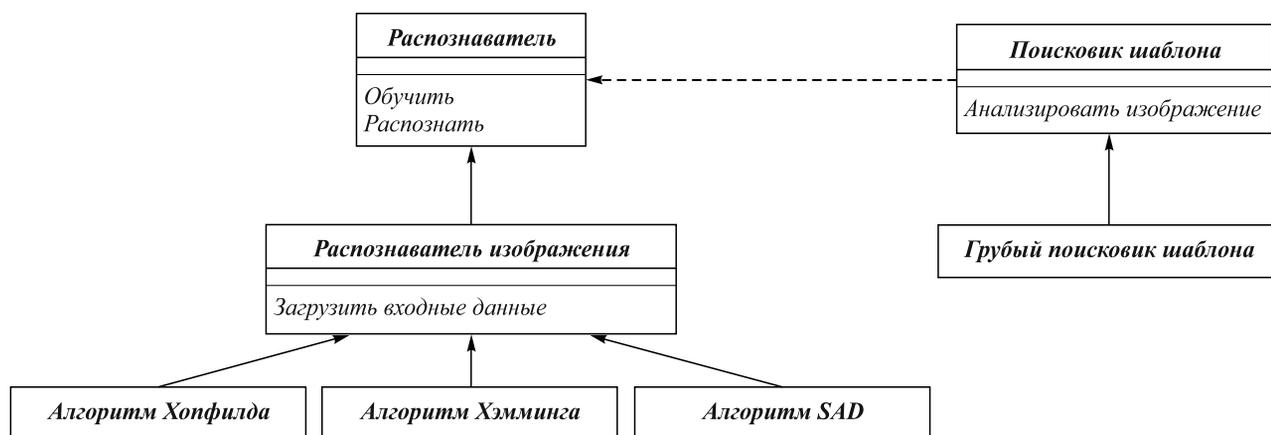


Рис. 2. Диаграмма классов

- Нейросеть Хэмминга (с шагом Хопфилда).
- Нейросеть Хопфилда.
- SAD (Sum of Absolute Differences – сумма абсолютных разностей).

Более подробная диаграмма классов представлена на рис. 2.

На данной диаграмме представлены лишь классы, непосредственно участвующие в процессе распознавания, и не отображены вспомогательные классы и классы с реализацией интерфейса пользователя программы.

Поисковик шаблона (Pattern Searcher) является абстрактным классом поиска всех «знакомых» паттернов на изображении. Грубый поисковик шаблона (Brute Pattern Searcher) – наиболее простая реализация, которая просто перебирает все возможные области изображения и классифицирует их.

Результаты сравнения алгоритмов. Сравнение алгоритмов производилось по таким критериям, как точность и адекватность выдаваемого результата, скорость работы.

Адекватность полученных результатов проверялась по снимкам, которые приведены в работе [5]. При анализе той или иной фотографии, в полном соответствии с [5], было изначально известно, какие структуры встречаются на конкретном шлифе и их примерное расположение.

Протестировать качество работы нейронной сети Хопфилда на реальных данных не удалось, так как он требует $O(N^4)$ дополнительной памяти и примерно такую же асимптотическую сложность алгоритма. Такая сложность приводит к тому, что для решения конкретной задачи этот алгоритм не может вернуть ответ за приемлемое время ожидания.

Для обучения алгоритмов распознавания использовался один и тот же набор шаблонов, подготовленный заранее вручную, с использованием снимков различных структур [5].

Далее было проведено сравнение работы двух оставшихся алгоритмов (SAD и сети Хэмминга) при работе с разными видами структур. При сравнении нейронной

сети Хэмминга и алгоритма SAD наиболее показательным примером является различие сорбитов и троститов на шлифах. Эти два вида структур являются наиболее сложными для распознавания, так как обе структуры представляют собой монотонную текстуру и трудно различимы.

На рис. 3 приведено сравнение работы алгоритмов SAD и Хэмминга при анализе фотографии шлифа с сорбитной структурой, вызванной закалкой стали при увеличении 1000. Темные зоны соответствуют областям с сорбитными структурами, светлые – зоны, в которых алгоритмы нашли несорбитные структуры.

Время работы алгоритма SAD в этом случае составило 0,505 с, сети Хэмминга – 0,582 с, причем у сети Хэмминга меньше процент неправильно определенных структур.

На рис. 4 приведено сравнение работы этих же алгоритмов при анализе фотографии шлифа с троститной структурой, вызванной отпусканием стали при увеличении 1000. На этот раз светлые зоны соответствуют областям с троститными структурами, темные – зоны, в которых алгоритмы нашли нетроститные структуры.

Время работы алгоритма SAD в этом случае составило 0,482 с, сети Хэмминга – 0,588 с, что достаточно близко к показателям при анализе сорбитной структуры. Как и в предыдущем случае, у сети Хэмминга меньше процент неправильно определенных структур.

При анализе других структур (термически необработанная сталь различной степени углеродистости, перлиты, мартенситы) были получены результаты, близкие к приведенным выше. В связи с ограниченностью доступной базы с фотографиями микроструктур протестировать работу алгоритмов на других структурах не представлялось возможным.

Выводы. Из рассмотренных алгоритмов распознавания образов полностью неприменимой оказалась нейросеть Хопфилда. Два оставшихся алгоритма показали примерно одинаковые результаты: они тратили примерно одинаковое время на анализ шлифов, но алгоритм SAD выдавал чуть меньший процент ложных срабатываний.

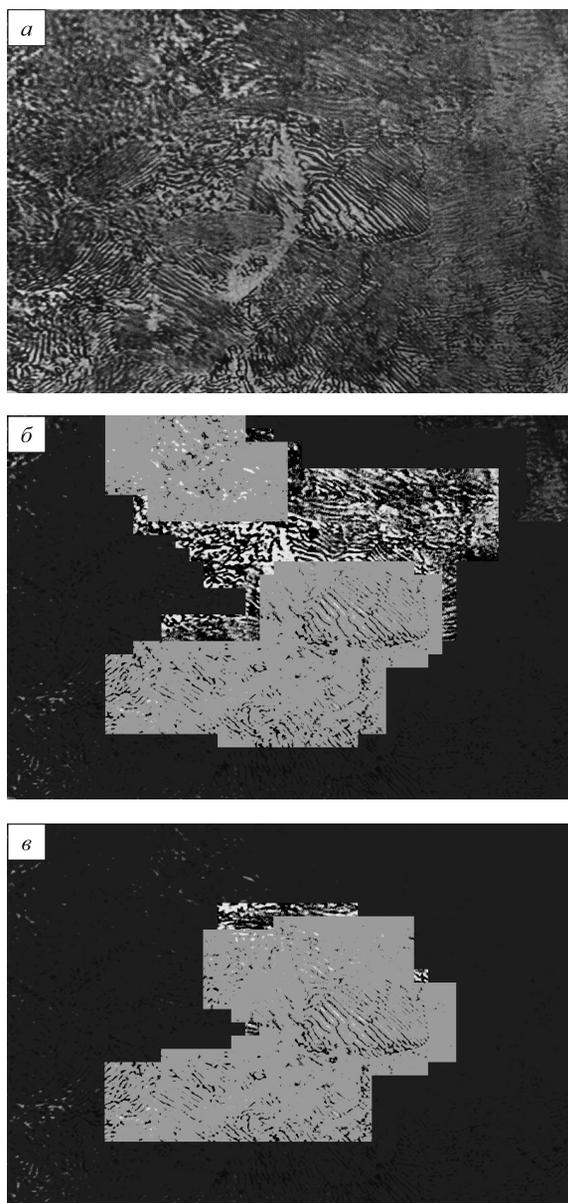


Рис. 3. Сравнение алгоритмов SAD (б) и сети Хэмминга (в) при анализе сорбита закалки (а)

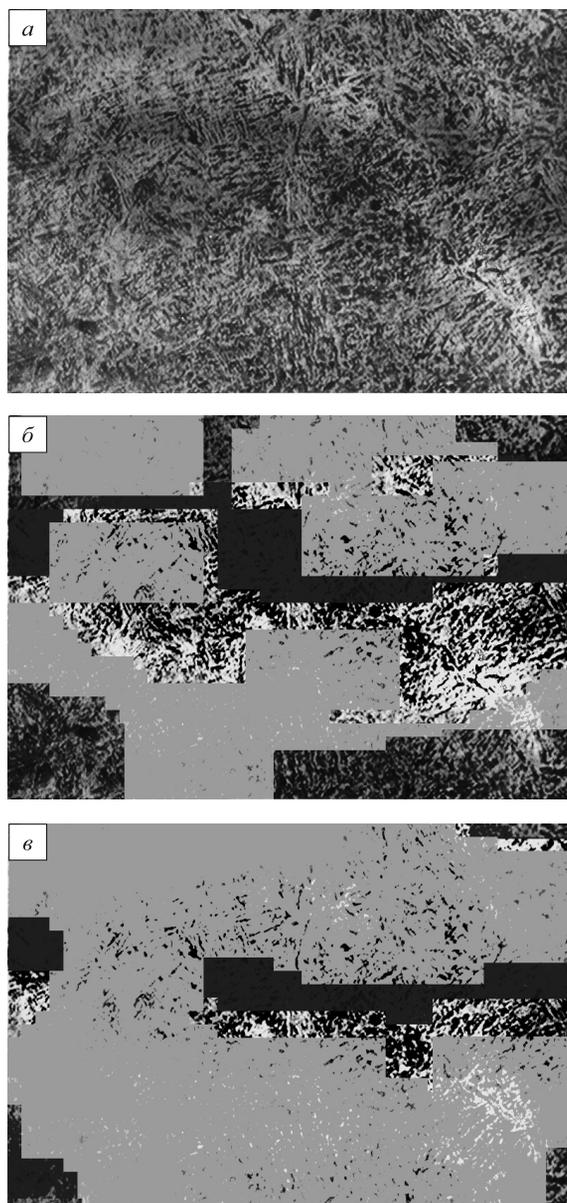


Рис. 4. Сравнение алгоритмов SAD (б) и сети Хэмминга (в) при анализе тростита отпуска (а)

ваний в случаях, когда структуры были распределены не столь равномерно. В то же время SAD значительно уступил по точности работы сети Хэмминга в случаях, когда структуры были распределены равномерно по снимку шлифа. Таким образом, явного преимущества в использовании того или иного алгоритма не наблюдается, но делает возможным объединение этих двух алгоритмов в один гибрид, так что они будут уточнять результаты друг друга.

В дальнейшем предполагается развить методы кластерного анализа микроструктур, а также разработать методы, способные к анализу «без учителя», что позволит избавиться от необходимости ручной подготовки данных, необходимых для анализа, и приведет к повышению точности классификации. Будут продолжены работы по развитию методов определения характер-

ных параметров обнаруженных и классифицированных структур, что позволит автоматизировать процесс управления качеством металлургической продукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. *Материаловедение*. – М.: Металлургия, 1983. – 384 с.
2. Лаборатория металлографии / Е.В. Панченко, Ю.А. Скаков, Б.И. Кример и др. – М.: Металлургия, 1965.
3. Ту Дж., Гонсалес Р. *Принципы распознавания образов*: Пер. с англ. – М.: Мир, 1978. – 412 с.
4. Горелик А.Л., Скрипкин В.А. *Методы распознавания*: Учеб. пособие для вузов. – М.: Высш. школа, 1977. – 222 с.
5. *Металлография железа*. Т.1, 2. (с атласом микрофотографий). – М.: Металлургия, 1972.

УДК 669.04:621.771

Р.З. Валиев^{1,2}, Г.И. Рааб², А.В. Боткин¹, С.В. Дубинина¹¹ Уфимский государственный авиационный технический университет² Институт физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета**ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ
МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ:
НОВЫЕ ПОДХОДЫ В РАЗРАБОТКЕ ТЕХНОЛОГИЙ***

Размер зерна поликристаллического металла играет важную роль при создании новых материалов, так как непосредственно определяет их механические свойства. Известно, что при низких температурах согласно уравнению Холла–Петча прочность значительно повышается при уменьшении размера зерна. Уменьшение размера зерна возможно и при высоких температурах: сверхпластичное течение и получение изделий при помощи сверхпластичной штамповки, как правило, реализуется при размере зерна материала меньше 10 мкм [1].

Традиционно зерна в металлах измельчают при помощи термомеханических обработок, что позволяет получать размер зерна порядка нескольких микрон. Однако этими методами нельзя измельчать зерна до субмикронного (0,1 – 1,0 мкм) или нанометрового (< 100 нм) размеров. Для получения таких ультрамелких размеров зерна необходимо использовать альтернативные методы обработки на основе интенсивной пластической деформации [2]. В этом случае материалы подвергаются большим деформациям при высоких давлениях, при этом не наблюдается значительных изменений габаритных размеров заготовок [3, 4].

Известно несколько методов обработки интенсивной пластической деформации (ИПД), которые активно используются для получения ультрамелкозернистых металлов и сплавов, их комплексное описание представлено в работах [2 – 4]. Особый интерес вызывают два метода обработки ИПД – это равноканальное угловое прессование, когда заготовка или прутки повторно продавливается через матрицу внутри канала под определенным углом, и интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК), когда тонкий диск одновременно подвергается высокому давлению и деформации кручением. В начале 1990-х годов именно эти два метода были использованы в «пионерских» исследованиях по получению ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов [3, 4]. В ходе последующих многочисленных лабораторных исследований эти методы развиты и применены для обработки разнообразных материалов,

в том числе чистых металлов, металлических сплавов и композитов. Тем не менее [хотя методы равноканального углового прессования (РКУП) и ИПДК являются на сегодняшний день наиболее популярными методами обработки] в обоих случаях присутствуют трудности и ограничения, сужающие сферу их практического применения.

Основная трудность обработки методом РКУП заключается в ее прерывистости. Для достижения исключительно высоких деформаций образец повторно вынимается из матрицы, вставляется в нее и продавливается в ходе дополнительных проходов. Этот процесс является трудоемким и, соответственно, не особо эффективным. Второй недостаток традиционной обработки РКУП заключается в том, что в качестве образцов обычно используется прутки или брусок, в то время как в промышленности востребованы листовые металлы. В этой связи недавно был предпринят ряд попыток по обработке пластин и листовых материалов методом РКУП, которые успешно продемонстрировали возможность применения этой обработки и для таких материалов [5, 6]. Третье ограничение – относительно небольшой размер заготовок, предназначенных для РКУП обработки: размер поперечного сечения обычно составляет порядка 10 – 15 мм. Кроме того, концы заготовок не эффективно обрабатываются в процессе РКУП, в результате количество непродуцированных расходов растет. Однако в этом вопросе также наметился прогресс в недавних исследованиях, где была подтверждена возможность масштабирования процесса РКУП для обработки заготовок с большими поперечными сечениями [7].

В настоящем исследовании рассматриваются различные подходы, разработанные за последние несколько лет для использования РКУП как конкурентного метода обработки широкого круга применения, в частности, в промышленности.

Традиционная обработка РКУП представляет собой продавливание заготовки под определенным углом, зафиксированным в матрице. В этом случае уровень накопленной деформации главным образом зависит от угла Φ пересечения каналов и в меньшей степени от угла Ψ внешней арки кривой, где пересекаются две части канала [7]. При угле пересечения каналов $\Phi = 90^\circ$ накопленная деформация составляет порядка ~ 1 при

* Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России и Российского фонда фундаментальных исследований (РФФИ), а также в рамках выполнения международных проектов МНТЦ г. Москва.

одном проходе. Следовательно, требуются повторные циклы для достижения более высоких деформаций.

Альтернативным вариантом является применение многопроходной установки: например, в работе [8] канал матрицы изогнут пять раз под углом 90° , таким образом общая деформация составляет примерно 5 за один проход через матрицу. Проведенные экспериментальные исследования [8] подтвердили возможность использования многопроходной РКУП матрицы для достижения высокой деформации за один проход, при этом не требуется удалять образец между отдельными проходами. Следует отметить, что в результате многопроходной обработки матрица подвергается очень высоким нагрузкам, соответственно требуются специальные технические решения, особенно для труднодеформируемых и малопластичных металлов и сплавов.

В этой связи большой интерес имеет применение РКУП оснастки в параллельных каналах. На рис. 1 представлена принципиальная схема РКУП в параллельных каналах: поперечное сечение матрицы и принцип прессования в трех измерениях, когда образец можно удалить из матрицы слева и вставить справа в матрицу, как показано стрелочкой [9]. Канал (рис. 1, а) изогнут два раза под углом Φ . Важное техническое требование заключается в том, что диаметр x канала равен горизонтальному смещению y между двумя центральными линиями каналов [10]. Обработка с помощью такой установки исследована при помощи моделирования методом конечных элементов [10]. Такую обработку применяли для различных металлов, в том числе меди, титана [10] и алюминиевых сплавов [9–12]. В ходе обработки степень деформации за один проход через матрицу РКУП в параллельных каналах составила примерно 2 (см. рис. 1).

Еще один новый технологический процесс – это сочетание РКУП и Конформ-обработки [13]. Конформ-

процесс был разработан почти 40 лет назад для проведения непрерывной экструзии с последующей формовкой проволок. По ходу этого процесса возникают силы трения между заготовкой и отсеком экструзии в форме канавки во вращающемся колесе. При разработке нового способа, сочетающего РКУП и Конформ-обработку [13], процесс РКУП был проведен на выходном канале в установке Конформ. Показано, что размер зерна на технически чистого алюминия был измельчен от начального размера (примерно 5–7 мкм) до 650 нм [13]. Проведены исследования процесса обработки РКУП – Конформ и представлено применение РКУП – Конформ для обработки алюминиевых сплавов и технически чистого титана [14].

На рис. 2 показан принцип установки РКУП – Конформ для обработки алюминиевого сплава 6061. Вращающийся внутренний вал зафиксирован в наружной неподвижной матрице. Материал поступает во входной канал, затем продавливается в канавку с круговым поперечным сечением, продвигается вперед под действием сил трения при вращении вала и затем входит в канавку с прямоугольным поперечным сечением, вращается около оси вращения установки, и, наконец, попадает в зону сдвига, где продавливается во входном канале под углом 90° . При такой обработке степень деформации составляет примерно единицу за один проход через установку РКУП – Конформ.

Весьма актуальным вопросом при разработке процессов получения полуфабрикатов методами ИПД и последующего пластического формоизменения заготовок в операциях обработки металлов давлением (ОМД) является прогнозирование разрушения металла. Решение этого вопроса важно, поскольку накапливаемые в ходе ИПД деформации велики. При этом материал заготовки, исчерпав свою способность к деформированию, начинает разрушаться после определенного числа про-

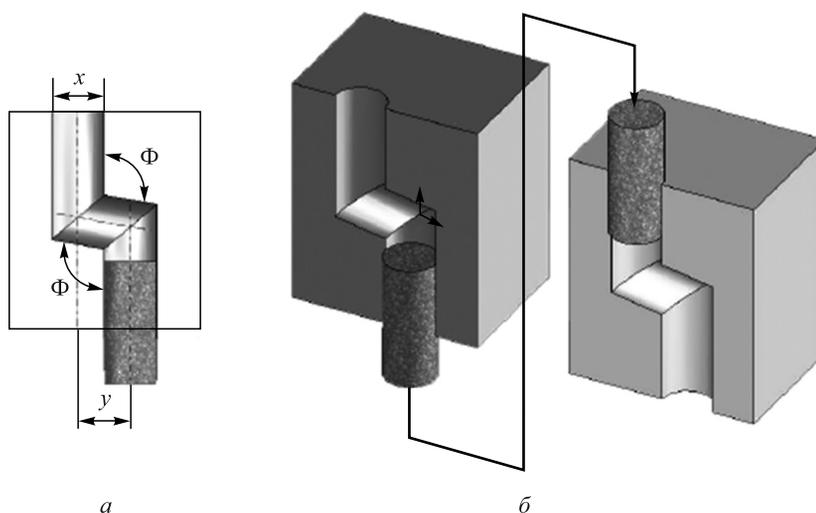


Рис. 1. Принцип РКУП в параллельных каналах:

а – поперечное сечение через матрицу, где диаметр канала x равен горизонтальному смещению между двумя центральными линиями каналов y ; б – принцип работы для многократных проходов [2, 10]

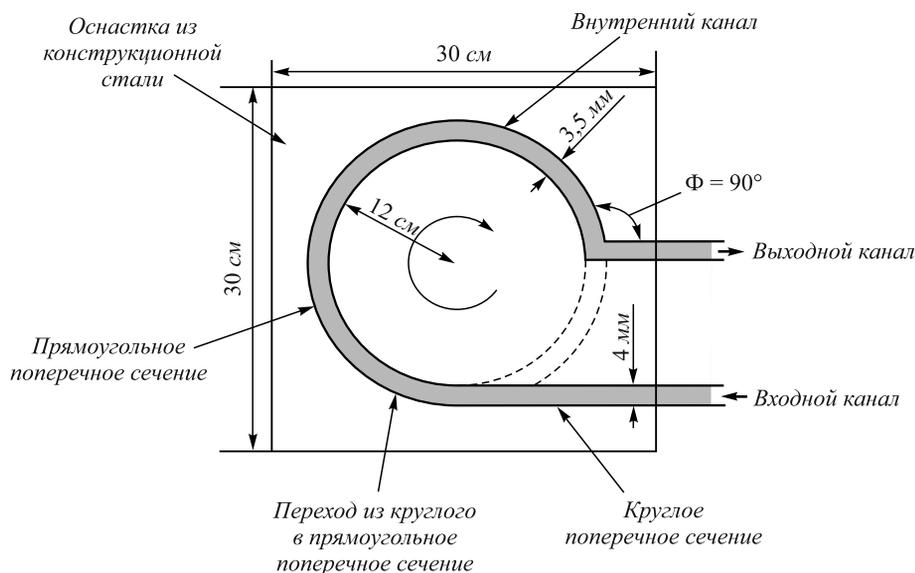


Рис. 2. Принцип РКУП-Конформ обработки

ходов РКУП или при выполнении последующей операции ОМД.

Существует достаточно много моделей, с помощью которых можно оценить поврежденность (или использованный ресурс пластичности) металла. Интенсивно развиваются феноменологические модели деформируемости.

Вместе с тем существующие критерии позволяют удовлетворительно прогнозировать разрушение металла в процессах ОМД только тогда, когда напряженное состояние и направление деформирования не изменяются (когда справедлива линейная модель накопления повреждаемости). При «смягчении» схемы напряженного состояния (увеличении уровня сжимающих напряжений), при изменении направления деформирования, способствующего частичному уменьшению (залечиванию) повреждаемости металла, при «ужесточении» схемы напряженного состояния, способствующем дополнительному приросту повреждаемости, существующие критерии далеко не удовлетворительны в случаях деформации металла с термическими и механическими условиями, отличающимися от условий проведения испытаний образцов.

В Институте физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета на основе испытательной машины «Инстрон» разработан экспериментальный измерительный комплекс с программным управлением (рис. 3). Комплекс позволяет осуществлять программируемые (с изменяющимися во времени осевой и угловой скоростями) комбинированные нагружения: растяжение с кручением, сжатие с кручением образцов в оправке и без оправки, а также осуществлять ступенчатое нагружение образцов [15, 16].

Комплекс позволяет провести физическое деформирование образца в термических и механических

условиях деформации заготовки при РКУП, с высокой точностью спрогнозировать разрушение металла, определить благоприятные термо-скоростные режимы обработки РКУП. Решение этих задач актуально для развития метода РКУП и его модификаций с точки зрения повышения их производительности и масштабирования при обработке различных промышленных сплавов в условиях массового производства.

Рассмотренные выше разработки методов ИПД для получения объемных УМЗ металлов и сплавов в форме полуфабрикатов, прутков, проволок и листов делают эти процессы особенно привлекательными для их массового применения. Недавние исследования показали, что улучшенные свойства металлов после ИПД обусловлены не только УМЗ микроструктурой, но и другими наноструктурными особенностями, структурой границ зерен, дислокационной субструктурой, влиянием сегрегаций и выделений вторичных фаз, которые, в свою



Рис. 3. Экспериментальный измерительный комплекс

очередь, определяются режимом обработки. Области перспективных применений наноструктурных материалов очень велики: от биомедицинских устройств до спортивного оборудования, например велосипедов с высокими эксплуатационными данными. Кроме того, особый интерес вызывает обработка металлов методами ИПД для их применения в экстремальных средах, например использование материалов при криогенных температурах, в нефтегазовом секторе или энергетике в арктических и субарктических условиях [17].

Многочисленные исследования свидетельствуют, что ИПД обработка с использованием РКУП позволяет достигнуть значительного измельчения зерен и обеспечить такие свойства в металлах и сплавах, которые нельзя получить при помощи традиционных методов обработки. Последние разработки в области технологии процессов ИПД позволяют ожидать уже в ближайшие годы перехода от лабораторных исследований ИПД материалов к их промышленному производству, поскольку методы ИПД обработки успешно совершенствуются для применения в серийном производстве.

Выводы. Традиционные методы интенсивной пластической деформации являются трудоемкими, с их использованием можно получать относительно небольшие объемы материала. Равноканальное угловое прессование является наиболее широко используемым методом ИПД для получения ультрамелкозернистых металлов и сплавов с улучшенными свойствами. Недавние разработки по улучшению этой технологии направлены на масштабирование процесса и повышение его эффективности. В последние годы в технике и медицине начинают применять материалы после интенсивной пластической деформации. Ожидается, что области их применения будут быстро расширяться, так как эти технологии совершенствуются и завоевывают все большую известность и распространение.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
3. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K. and Alexandrov I.V. // Progr. Mater. Sci. 2000. Vol. 45. P. 89 – 103.
4. Valiev R.Z., EstrIn Y., Horita Z., et al. // JOM. 2006. Vol. 58 (4). P. 33 – 39.
5. Kaibyshev R., Tagirov D., Mogudeva A. // Adv. Eng. Mater. 2010. No 12. P. 735 – 739.
6. Валиев Р.З., Рааб Г.И., Гундеров Д.В. и др. // Нанотехника. 2006. № 2. С. 32 – 42.
7. Равноканальное угловое прессование металлических материалов: достижения и направления развития. / Под ред. В.Н. Сегала, С.В. Добаткина, Р.З. Валиева // Металлы. Тематический выпуск. 2004. № 1. С. 2 – 115.
8. Nakashima K., Horita Z., Nemoto M. and Langdon T.G. // Mater Sci. Eng. A. 2000. Vol. A281. P. 82 – 87.
9. Мурашкин М.Ю., Бобрук Е.В., Кильмаметов А.Р., Валиев Р.З. // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 108. № 4. С. 439 – 443.
10. Raab G.I. // Mater. Sci. Eng. A. 2005. Vol. A410–411. P. 33 – 230.
11. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Bobruk E.V., Raab G.I. // Mater. Trans. 2009. Vol. 50. P. 87 – 91.
12. Sabirov I., Perez-Prado M.T., Murashkin M., et al. // Int. J. Mater. Form. 2010. Vol. 3. P. 14 – 411.
13. Raab G.J., Valiev R.Z., Lowe T.C., Zhu Y.T. // Mater. Sci. Eng. A. 2004. Vol. A382. P. 30 – 34.
14. Raab G.I., Valiev R.Z., Gunderov D.V. et al. // Mater. Sci. Forum. 2008. Vol. 584 – 586. P. 80 – 85.
15. Боткин А.В., Валиев Р.З., Степин П.С., Баймухаметов А.Х. // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 7. С. 17 – 22.
16. Боткин А.В., Валиев Р.З., Дубинина С.В. и др. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2011. № 4. С. 38 – 42.
17. Valiev R.Z., Langdon T.G. // Adv. Eng. Mater. 2010. Vol. 12. P. 90 – 677.

© 2012 г. А.Б. Арабей, В.А. Хотинков,
А.О. Струин, В.М. Фарбер
Поступила 17 июня 2012 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 536.2:518

А.К. Соколов, Ю.М. Овсянников

Ивановский государственный энергетический университет

ЧИСЛЕННО-АНАЛИТИЧЕСКИЙ МЕТОД РАСЧЕТА ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПРЯМОУГОЛЬНОГО ПАРАЛЛЕЛЕПИПЕДА УМЕРЕННОЙ МАССИВНОСТИ В НАЧАЛЕ НАГРЕВА

Температурное поле металла можно отнести к ключевым элементам математических моделей нагревательных печей, так как именно оно непосредственно определяет качество нагреваемого металла.

Численно-аналитические методы расчета нестационарных температурных полей твердых тел разрабатываются для систем автоматизированного проектирования, обучения, управления, в которых требуется многократное повторение расчетов за ограниченное время.

Работы в этом направлении велись во многих научных коллективах, что показывает важность решения этой проблемы.

Необходимость разработки и совершенствования этих методов не снижается, несмотря на рост возможностей ЭВМ, так как математические модели процессов теплообмена в печи развиваются в сторону усложнения.

Сравнительно простой и эффективный численно-аналитический метод расчета температурного поля прямоугольного параллелепипеда был предложен в работе [1]. Для описания температурного поля $T(X, Y, Z, \tau)$ в конце расчетного интервала времени Δt использовалась его аппроксимация в виде

$$T(X, Y) = a_0 + a_1X + a_2X^2 + a_3Y + a_4Y^2 + a_5Z + a_6Z^2, \quad (1)$$

где X, Y, Z – безразмерные координаты $X = x/R_x, Y = y/R_y, Z = z/R_z, a_0, a_1, a_2, a_3, a_4, a_5, a_6$ – коэффициенты аппроксимации; R_x, R_y, R_z – размеры прямоугольного параллелепипеда по координатам x, y и z, m . Уравнение (1) точно описывает распределение температур $T(X, Y, Z)$ только в квазистационарном режиме нагрева с постоянными потоками теплоты на гранях прямоугольного параллелепипеда и числом Фурье $Fo \geq 0,5$, где $Fo = a\tau/R^2, a$ – коэффициент температуропроводности, $m^2/c, \tau$ – время, s, R – характерный размер тела, m .

В данной работе предлагается более точная аппроксимация температурного поля, которая позволяет снизить погрешность расчета при $Fo < 0,5$.

Более точное описание температурного поля в фиксированные моменты времени τ в начальной стадии на-

грева для неограниченной пластины $T(X, Fo)$ при граничных условиях второго рода

$$\frac{\partial T(X)}{\partial X}(1) = q_{x=1} \frac{R_x}{\lambda}; \quad \frac{\partial T(X)}{\partial X}(0) = 0, \quad (2)$$

предложено в работе [2] в виде степенного уравнения

$$T(X, Fo) = a_0 + a_1X^{n(Fo)}, \quad (3)$$

где $q_{x=1}, q_{x=0}$ – удельные потоки теплоты на поверхности $X = 1$ и $X = 0, \text{Вт}/\text{м}^2$ (в целях удобства записи и чтения формул, безразмерные координаты X, Y, Z в индексах здесь и далее будут указаны строчными буквами); λ – коэффициент теплопроводности, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$.

Отметим, что показатели степени $n(Fo)$ при увеличении чисел Фурье (Fo) от 0 до 0,5 изменяются от ∞ до 2.

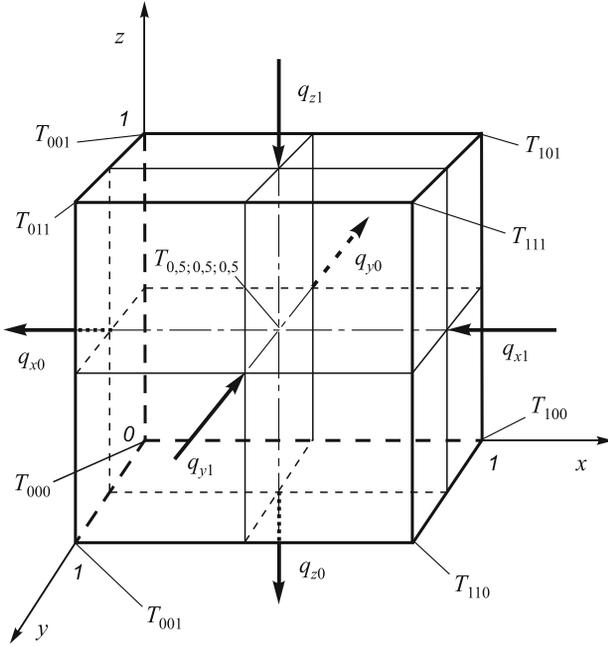
Выражение для расчета $n(Fo)$ получено в работе [2] из аналитического решения дифференциального уравнения теплопроводности для неограниченной пластины при граничных условиях второго рода (2) и начальном условии $T(X) = T_n, 0 \leq X \leq 1$. Например, при использовании в решении первых трех членов ряда оно имеет вид

$$n = \frac{3 - 2,4317E^1 - 0,27019E^9}{1 - 1,2159E^1 + 0,30396E^4 - 0,13509E^9} - 1, \quad (4)$$

где $E^L = \exp(-L\pi^2Fo), n = 2$ при $Fo \geq 0,5$.

Рассмотрим применение аппроксимации степенным уравнением и зависимости $n(Fo)$ с учетом (4), полученной для пластины, для расчета несимметричного температурного поля прямоугольного параллелепипеда при граничных условиях второго рода. Расчетная схема и обозначения параметров теплообмена показаны на рисунке.

Представим, что температурное поле прямоугольного параллелепипеда является суперпозицией шести одномерных температурных полей $T_1(X), T_2(X), T_3(Y), T_4(Y), T_5(Z), T_6(Z)$:



Расчетная схема и параметры теплообмена прямоугольного параллелепипеда умеренной массивности (направления удельных потоков теплоты, обозначения температур)

$$T(X, Y, Z) = T_1(X) + T_2(X) + T_3(Y) + T_4(Y) + T_5(Z) + T_6(Z) \quad (5)$$

с граничными условиями:

$$\begin{aligned} \frac{\partial T_1(X)}{\partial X}(1) &= -q_{x=1} \frac{R_x}{\lambda_x}; \quad \frac{\partial T_1(X)}{\partial X}(0) = 0; \\ \frac{\partial T_2(X)}{\partial X}(1) &= 0; \quad \frac{\partial T_2(X)}{\partial X}(0) = -q_{x=0} \frac{R_x}{\lambda_x}; \\ \frac{\partial T_3(Y)}{\partial Y}(1) &= q_{y=1} \frac{R_y}{\lambda_y}; \quad \frac{\partial T_3(Y)}{\partial Y}(0) = 0; \\ \frac{\partial T_4(Y)}{\partial Y}(1) &= 0; \quad \frac{\partial T_4(Y)}{\partial Y}(0) = -q_{y=0} \frac{R_y}{\lambda_y}; \\ \frac{\partial T_5(Z)}{\partial Z}(1) &= q_{z=1} \frac{R_z}{\lambda_z}; \quad \frac{\partial T_5(Z)}{\partial Z}(0) = 0; \\ \frac{\partial T_6(Z)}{\partial Z}(1) &= 0; \quad \frac{\partial T_6(Z)}{\partial Z}(0) = -q_{z=0} \frac{R_z}{\lambda_z}. \end{aligned} \quad (6)$$

При начальных условиях $T_1(X) = T_n$, $T_2(X) = 0$, $T_3(Y) = 0$, $T_4(Y) = 0$, $T_5(Z) = 0$, $T_6(Z) = 0$ одномерные температурные поля для момента времени τ аппроксимируем степенными функциями:

$$\begin{aligned} T_1(X) &= a_0 + a_1 X^{n_x}; \quad T_2(X) = a_2 (1 - X)^{n_x}; \\ T_3(Y) &= a_3 Y^{n_y}; \quad T_4(Y) = a_4 (1 - Y)^{n_y}; \quad T_5(Z) = 0; \quad T_6(Z) = 0, \end{aligned} \quad (7)$$

где n_x , n_y и n_z – показатели степени, которыми, для исключения записи «индекс индекса», обозначены $n_x = n_x$, $n_y = n_y$ и $n_z = n_z$, зависящие от соответствующих

чисел Фурье [например, $n_x = n_x(\text{Fo}_x)$, $\text{Fo}_x = a\tau/R_x^2$ или в общем виде $n(\text{Fo})$].

С учетом (7) уравнение (5) для момента времени τ , а также для Fo_x , Fo_y , Fo_z примет вид

$$T(X, Y, Z) = a_0 + a_1 X^{n_x} + a_2 (1 - X)^{n_x} + a_3 Y^{n_y} + a_4 (1 - Y)^{n_y} + a_5 Z^{n_z} + a_6 (1 - Z)^{n_z} \quad (8)$$

Применение аппроксимации (8) вместо (1) позволит уточнить расчет температурного поля прямоугольного параллелепипеда численно-аналитическим методом [1, 2] при $\text{Fo} < 0,5$.

Интегрируя (8), из него можно получить выражения для определения среднemasовой температуры

$$\begin{aligned} T_{\text{cp}} &= \int_0^1 \int_0^1 \int_0^1 T(X, Y, Z) dXdYdZ = \\ &= a_0 + \frac{a_1 + a_2}{n_x + 1} + \frac{a_3 + a_4}{n_y + 1} + \frac{a_5 + a_6}{n_z + 1}. \end{aligned}$$

и температур шести граней

$$\begin{aligned} T_{x1} &= T(X=1, Y, Z) = \int_0^1 \int_0^1 T(X=1, Y, Z) dYdZ = \\ &= a_0 + a_1 + \frac{a_3 + a_4}{n_y + 1} + \frac{a_5 + a_6}{n_z + 1}; \end{aligned}$$

$$T_{x0} = T(X=0, Y, Z) = a_0 + a_2 + \frac{a_3 + a_4}{n_y + 1} + \frac{a_5 + a_6}{n_z + 1};$$

$$T_{y1} = T(X, Y=1, Z) = a_0 + \frac{a_1 + a_2}{n_x + 1} + a_3 + \frac{a_5 + a_6}{n_z + 1}; \quad (9)$$

$$T_{y0} = T(X, Y=0, Z) = a_0 + \frac{a_1 + a_2}{n_x + 1} + a_4 + \frac{a_5 + a_6}{n_z + 1};$$

$$T_{z1} = T(X, Y, Z=1) = a_0 + \frac{a_1 + a_2}{n_x + 1} + \frac{a_3 + a_4}{n_y + 1} + a_5;$$

$$T_{z0} = T(X, Y, Z=0) = a_0 + \frac{a_1 + a_2}{n_x + 1} + \frac{a_3 + a_4}{n_y + 1} + a_6.$$

Формулы для расчета температур восьми углов и температуры в геометрическом центре прямоугольного параллелепипеда $T_{0,5}$ легко выразить из уравнения (8), путем подстановки соответствующих относительных координат X, Y, Z :

$$T_{000} = T(X=0, Y=0, Z=0) = a_0 + a_2 + a_4 + a_6;$$

$$T_{010} = T(X=0, Y=1, Z=0) = a_0 + a_2 + a_3 + a_6;$$

$$T_{011} = T(X=0, Y=1, Z=1) = a_0 + a_2 + a_3 + a_5;$$

$$T_{001} = T(X=0, Y=0, Z=1) = a_0 + a_2 + a_4 + a_5;$$

$$T_{100} = T(X=1, Y=0, Z=0) = a_0 + a_1 + a_4 + a_6;$$

$$T_{110} = T(X=1, Y=1, Z=0) = a_0 + a_1 + a_3 + a_6;$$

$$T_{111} = T(X=1, Y=1, Z=1) = a_0 + a_1 + a_3 + a_5;$$

$$T_{101} = T(X = 1, Y = 0, Z = 1) = a_0 + a_1 + a_4 + a_5;$$

$$T_{05} = T(X = 0, 5; Y = 0, 5; Z = 0, 5) = a_0 + a_1 0,5^{nx} +$$

$$+ a_2 (1 - 0,5)^{nx} + a_3 0,5^{ny} + a_4 (1 - 0,5)^{ny} +$$

$$+ a_5 0,5^{nz} + a_6 (1 - 0,5)^{nz}. \quad (10)$$

Методика определения коэффициентов $a_0, a_1, a_2, a_3, a_4, a_5, a_6$ по уравнениям баланса теплоты на границах и для всего тела на расчетном интервале времени Δt описана в работах [1 – 4].

Коэффициенты аппроксимации в формулах (8) – (10) для конца каждого расчетного интервала времени Δt прямоугольного параллелепипеда найдем решением системы из семи линейных уравнений баланса теплоты на границах и для всего прямоугольного параллелепипеда. Для конца каждого интервала времени Δt их можно рассчитать по формулам:

$$a_1 = q_{x=1} \frac{R_x}{\lambda_x n_x}; \quad a_2 = -q_{x=0} \frac{R_x}{\lambda_x n_x}; \quad a_3 = q_{y=1} \frac{R_y}{\lambda_y n_y};$$

$$a_4 = -q_{y=0} \frac{R_y}{\lambda_y n_y}; \quad a_5 = q_{z=1} \frac{R_z}{\lambda_z n_z}; \quad a_6 = -q_{z=0} \frac{R_z}{\lambda_z n_z};$$

$$a_0 = T_{\text{ср,ни}} + \frac{\Delta t}{c_v R_x R_y R_z} \left[R_y R_z (q_{x=1} - q_{x=0}) + \right.$$

$$\left. + R_x R_z (q_{y=1} - q_{y=0}) + R_x R_y (q_{z=1} - q_{z=0}) \right] -$$

$$- \frac{R_x}{\lambda_x n_x (n_x + 1)} (q_{x=1} - q_{x=0}) - \frac{R_y}{\lambda_y n_y (n_y + 1)} (q_{y=1} - q_{y=0}) -$$

$$- \frac{R_z}{\lambda_z n_z (n_z + 1)} (q_{z=1} - q_{z=0}), \quad (11)$$

где c_v, λ – объемная теплоемкость, Дж/(м³·К) и коэффициент теплопроводности в направлениях x, y или z , Вт/(м·К), как функции средней температуры $T_{\text{ср}}$; $T_{\text{ср,ни}}$ – среднemasсовая температура в начале каждого интервала времени Δt ; q – удельные потоки теплоты на соответствующие грани прямоугольного параллелепипеда, Вт/м². В тех случаях, когда они изменяются во времени, например, определяются радиационно-конвективным характером теплообмена, их следует принимать средними для расчетного интервала времени Δt . В простейшем случае их, а также другие величины, зависящие от времени, можно определять по параметрам теплообмена для начала интервала времени Δt , которые известны перед началом расчета каждого этапа нагрева.

Полученное аналитическое решение (9) – (11) позволяет решать дифференциальное уравнение теплопроводности для прямоугольного параллелепипеда, как обыкновенное дифференциальное уравнение

$$c_v R_x R_y R_z \frac{dT_{\text{ср}}}{dt} = R_y R_z (q_{x=1} - q_{x=0}) +$$

$$+ R_x R_z (q_{y=1} - q_{y=0}) + R_x R_y (q_{z=1} - q_{z=0}). \quad (12)$$

Для численного решения обыкновенного дифференциального уравнения (12) в виде

$$T(X, Y, a_0, a_1, a_2, a_3, a_4, a_5, a_6)_{\tau+\Delta\tau} =$$

$$= T_{\text{ср,ни}} + \left[\left(\frac{\Delta q_x}{R_x} + \frac{\Delta q_y}{R_y} + \frac{\Delta q_z}{R_z} \right) \frac{\Delta\tau}{c_v} \right]_{\tau}, \quad (13)$$

где $\Delta q_w = q_{w=1} - q_{w=0}$, можно использовать известные методы [5].

В качестве примера рассчитаем температуры прямоугольного параллелепипеда ($R_x = R_y = R_z = 0,15$ м, $\lambda = 40$ Вт/(м·К), $c_v = 4 \cdot 10^6$ Дж/(м³·К), $a = 10^{-5}$ м²/с), нагреваемого от температуры $T_{\text{н}} = 300$ К только с граней $X = 1, Y = 1, Z = 1$ при граничных условиях третьего рода при заданных температурах газа $T_{\text{г}}$ и коэффициентах конвективного теплообмена [$T_{\text{г}x1} = T_{\text{г}x0} = T_{\text{г}y1} = T_{\text{г}y0} = T_{\text{г}z1} = T_{\text{г}z0}, T_{\text{г}} = 1300$ К, $\alpha_{x1} = \alpha_x = 250, \alpha_{y1} = \alpha_y = \alpha_{z1} = \alpha_z = 100$ Вт/(м²·К)]. Потоки теплоты с граней $X = 0, Y = 0, Z = 0$ примем равными нулю ($q_{x=0} = q_{y=0} = q_{z=0} = 0$).

Для сокращения объема записей формулы и алгоритм будут даны для случая $q_{x=0} = q_{y=0} = q_{z=0} = 0$ и $R_x = R_y = R_z$.

Для тестирования правильности формул, оценки эффективности введения более сложного описания температурного поля и погрешности расчета предлагаемым методом составлена специальная компьютерная программа для получения точных решений. Программа предназначена для расчета параметров температурного поля прямоугольного параллелепипеда методом суперпозиции, используя известные точные аналитические решения дифференциального уравнения теплопроводности для пластины при граничных условиях третьего рода [6] и метод решения нелинейных уравнений [7] для определения корней характеристического уравнения. Тестовые параметры температурного поля прямоугольного параллелепипеда, рассчитанные по этой программе при краевых условиях, описанных выше (числа $Bi_x = 0,9375, Bi_y = 0,375, Bi_z = 0,375$, безразмерный интервал времени $\Delta Fo_i = a \Delta\tau / R_i^2$: $\Delta Fo_x = \Delta Fo_y = \Delta Fo_z = 0,05555$), приведены в табл. 1 (обозначения температур даны в тексте статьи и на рисунке).

Для решения уравнения (13) с учетом (8) рассмотрим применение метода ломаных [5], согласно которому сначала следует рассчитать параметры температурного поля для середины интервала $\tau_p = \tau + \Delta\tau/2$, а затем по ним определить параметры для конца интервала времени $\tau_p = \tau + \Delta\tau$ [4].

Примем величину расчетного интервала времени $\Delta\tau = 125$ с [$\Delta Fo = 10^{-5} \cdot 125 / (0,152) = 0,05556$] и рассчитаем температуры прямоугольного параллелепипеда в конце первого этапа.

1. Условия теплообмена для $\tau = 0$: $T_{x1} = T_{y1} = T_{z1} = T_{x0} = T_{y0} = T_{z0} = T_{\text{ср,ни}} = T_{\text{н}} = 300$ К, $\tau = 0$; $Fo_x = Fo_y = Fo_z = 0$.

Температуры прямоугольного параллелепипеда при граничных условиях третьего рода, рассчитанные по точным формулам

τ, c	125	250	375	500	625	750	875	1000
T_{cp}	381,5	452,3	516,2	574,6	628,2	677,7	723,5	765,8
T_{x1}	538,2	628,1	693,1	745,4	790,0	829,3	864,9	897,3
T_{y1}	449,8	530,5	595,8	652,0	701,9	746,9	788,1	826,0
T_{z1}	449,8	530,5	595,8	652,0	701,9	746,9	788,1	826,0
T_{x0}	339,1	383,4	436,0	491,9	547,3	600,6	650,9	698,0
T_{y0}	363,4	422,4	481,0	538,0	592,2	643,3	691,0	735,4
T_{z0}	363,4	422,4	481,0	538,0	592,2	643,3	691,0	735,4
T_{05}	330,0	400,3	468,6	531,0	588,2	640,8	689,3	734,2
T_{111}	647,3	746,4	810,1	857,4	895,6	928,2	957,0	982,9
T_{011}	476,7	544,7	602,5	655,1	703,3	747,5	788,4	826,1
T_{001}	393,0	438,5	488,8	541,7	593,9	644,0	691,3	735,5
T_{101}	580,9	668,6	730,2	779,6	821,5	858,5	891,9	922,3
T_{110}	580,9	668,6	730,2	779,6	821,5	858,5	891,9	922,3
T_{010}	393,0	438,5	488,8	541,7	593,9	644,0	691,3	735,5
T_{000}	300,8	317,5	356,6	408,3	464,5	521,1	575,7	627,6

2. Расчетные теплофизические параметры в момент времени τ :

$$\lambda(T=300) = 40, c_v(T=300) = 4 \cdot 10^6; \alpha_x(\tau) = 250; \alpha_y(\tau) = \alpha_z(\tau) = 100;$$

$$q_{x=1} = \alpha_x(T_r(\tau) - T_{x1}) = 250 \cdot (1300 - 300) = 250\,000;$$

$$q_{y=1} = \alpha_y(T_r(\tau) - T_{y1}) = 100 \cdot (1300 - 300) = 100\,000;$$

$$q_{z=1} = \alpha_z(T_r(\tau) - T_{z1}) = 100 \cdot (1300 - 300) = 100\,000.$$

Показатели степени $n_x = n_y = n_z = n(Fo)$ при числе Фурье для середины интервала $Fo = 0,05556/2 = 0,02778$ по формуле (4) равны $n_x = n_y = n_z = 5,7704$. (Отметим, что при $R_x \neq R_y \neq R_z$ показатели степени по координатам были бы различны, $n_x \neq n_y \neq n_z$).

3. Параметры температурного поля и условия теплообмена для середины расчетного интервала времени $\tau_p = \tau + \Delta\tau/2 = 0 + 125/2 = 62,5$.

3.1. Коэффициенты аппроксимации температурного поля (8) по формулам (11):

$$a_1 = q_{x=1} R_x / (\lambda_x n_x) = 250\,000 \cdot 0,15 / (40 \cdot 5,7704) = 162,5;$$

$$a_2 = 0, \text{ так как } q_{x=0} = 0;$$

$$a_3 = q_{y=1} R_y / (\lambda_y n_y) = 100\,000 \cdot 0,15 / (40 \cdot 5,7704) = 65,00;$$

$$a_4 = 0, \text{ так как } q_{y=0} = 0;$$

$$a_5 = q_{z=1} R_z / (\lambda_z n_z) = 100\,000 \cdot 0,15 / (40 \cdot 5,7704) = 65,00;$$

$$a_6 = 0, \text{ так как } q_{z=0} = 0;$$

$$a_0 = T_{cp,ни} + \frac{\Delta\tau}{c_v} \left[\frac{q_{x=1}}{R_x} + \frac{q_{y=1}}{R_y} + \frac{q_{z=1}}{R_z} \right] - \frac{R_x q_{x=1}}{\lambda_x n_x (n_x + 1)} - \frac{R_y q_{y=1}}{\lambda_y n_y (n_y + 1)} - \frac{R_z q_{z=1}}{\lambda_z n_z (n_z + 1)} = 300 + \frac{125/2}{4 \cdot 10^6} \times \left[\frac{250 \cdot 10^3}{0,15} + \frac{100 \cdot 10^3}{0,15} + \frac{100 \cdot 10^3}{0,15} \right] - \frac{0,15 \cdot 250 \cdot 10^3}{40 \cdot 5,7704 \cdot (5,7704 + 1)} - \frac{0,15 \cdot 100 \cdot 10^3}{40 \cdot 5,7704 \cdot (5,7704 + 1)} - \frac{0,15 \cdot 100 \cdot 10^3}{40 \cdot 5,7704 \cdot (5,7704 + 1)} = 303,7. \quad (16)$$

3.2. Среднемассовая температура (здесь и далее в скобках приведены точные значения):

$$T_{cp} = a_0 + \frac{a_1}{n_x + 1} + \frac{a_3}{n_y + 1} + \frac{a_5}{n_z + 1} = 303,7 + \frac{162,5}{5,7704 + 1} + \frac{65,00}{5,7704 + 1} + \frac{65,00}{5,7704 + 1} = 346,9 \text{ (342,6);} \quad (17)$$

температуры шести граней:

$$T_{x1} = a_0 + a_1 + (a_3 + a_4)/(n_y + 1) + (a_5 + a_6)/(n_z + 1) = 303,7 + 162,5 + 65,00/(5,7704 + 1) + 65,00/(5,7704 + 1) = 485,3 \text{ (471,2);}$$

$$T_{x0} = a_0 + a_2 + (a_3 + a_4)/(n_y + 1) + (a_5 + a_6)/(n_z + 1) = 302,9 + 65,00/(5,7704 + 1) + 65,00/(5,7704 + 1) = 322,9 \text{ (319,8);}$$

$$T_{y1} = a_0 + (a_1 + a_2)/(n_x + 1) + a_3 + (a_5 + a_6)/(n_z + 1) = 302,9 + 162,5/(5,7704 + 1) + 65,00 + 65,00/(5,7704 + 1) = 402,3 \text{ (397,6);}$$

$$T_{y0} = a_0 + (a_1 + a_2)/(n_x + 1) + a_4 + (a_5 + a_6)/(n_z + 1) = 303,7 + 162,5/(5,7704 + 1) + 65,00/(5,7704 + 1) = 337,3 \text{ (333,0);}$$

$$T_{z1} = a_0 + (a_1 + a_2)/(n_x + 1) + (a_3 + a_4)/(n_y + 1) + a_5 = 302,9 + 162,5/(5,7704 + 1) + 65,00/(5,7704 + 1) + 65,00 = 402,3 \text{ (397,6);}$$

$$T_{z0} = a_0 + (a_1 + a_2)/(n_x + 1) + (a_3 + a_4)/(n_y + 1) + a_6 = 302,9 + 162,5/(5,7704 + 1) + 65,00/(5,7704 + 1) = 337,3 \text{ (333,1).}$$

Температуры углов прямоугольного параллелепипеда не используются для расчета теплообмена, поэтому для момента $\tau_p = \tau + \Delta\tau/2$ их можно не определять.

Приведенный расчет, по сути, является расчетом этапа нагрева $\Delta\tau = 62,5$ наиболее простым методом Эйлера. Наибольшая погрешность расчета температур методом Эйлера для $\tau = 62,5$ с наблюдается в данном примере для T_{x1} ($\delta = 12$ К), остальные погрешности менее 3,5 К.

3.3. Теплофизические параметры и условия теплообмена для момента времени $\tau_p = \tau + \Delta\tau/2 = 62,5$:

$$\lambda(T = 346,9) = 40; c_v(T = 346,9) = 4 \cdot 10^6;$$

$$q_{x=1} = \alpha_x(T_r(\tau) - T_{x1}) = 250 \cdot (1300 - 485,3) = 203 \text{ 670;}$$

$$q_{y=1} = \alpha_y(T_r(\tau) - T_{y1}) = 100 \cdot (1300 - 402,3) = 89 \text{ 774;}$$

$$q_{z=1} = \alpha_z(T_r(\tau) - T_{z1}) = 100 \cdot (1300 - 402,3) = 89 \text{ 774.}$$

4. Параметры температурного поля в конце (в данном примере первого) расчетного интервала времени $\tau_p = \tau + \Delta\tau = 0 + 125 = 125$ с.

4.1. Показатели степени $n_x = n_y = n_z = 3,8226$ при числе Фурье $Fo = 0,05556$ по формуле (4).

4.2. Коэффициенты аппроксимации температурного поля (8) по формулам (11):

$$a_1 = q_{x=1} R_x / (\lambda_x n_x) = 203 \text{ 670} \cdot 0,15 / (40 \cdot 3,8226) = 199,8;$$

$$a_2 = 0, \text{ т.к. } q_{x=0} = 0;$$

$$a_3 = q_{y=1} R_y / (\lambda_y n_y) = 89 \text{ 774} \cdot 0,15 / (40 \cdot 3,8226) = 88,069;$$

$$a_4 = 0, \text{ т.к. } q_{y=0} = 0;$$

$$a_5 = q_{z=1} R_z / (\lambda_z n_z) = 89 \text{ 774} \cdot 0,15 / (40 \cdot 3,8226) = 88,069;$$

$$a_6 = 0, \text{ т.к. } q_{z=0} = 0;$$

$$a_0 = 300 + \frac{125}{4 \cdot 10^6} \left(\frac{203 \text{ 670}}{0,15} + \frac{89 \text{ 774}}{0,15} + \frac{89 \text{ 774}}{0,15} \right) - \frac{0,15 \cdot 203 \text{ 670}}{40 \cdot 3,8226 \cdot (3,8226 + 1)} - 2 \frac{0,15 \cdot 89 \text{ 774}}{40 \cdot 3,8226 \cdot (3,8226 + 1)} = 301,9. \quad (18)$$

Отметим, что в этой формуле должна использоваться температура $T_{cp,ни} = 300$ для начала интервала, а не новое значение $T_{cp} = 346,9$ для середины интервала.

4.3. Среднемассовая температура

$$T_{cp} = a_0 + a_1/(n_x + 1) + a_3/(n_y + 1) + a_5/(n_z + 1) = 301,9 + 199,8/(3,8226 + 1) + 88,069/(3,8226 + 1) + 88,069/(3,8226 + 1) = 379,8 \text{ (381,5),}$$

температуры шести граней по формулам (9):

$$T_{x1} = a_0 + a_1 + a_3/(n_y + 1) + a_5/(n_z + 1) = 301,9 + 199,8 + 88,069/(3,8226 + 1) + 88,069/(3,8226 + 1) = 538,2 \text{ (538,2);}$$

$$T_{x0} = a_0 + a_3/(n_y + 1) + a_5/(n_z + 1) = 301,9 + 88,069/(3,8226 + 1) = 338,4 \text{ (339,1);}$$

$$T_{y1} = a_0 + a_1/(n_y + 1) + a_3 + a_5/(n_z + 1) = 301,9 + 199,8/(3,8226 + 1) + 88,069 + 88,069/(3,8226 + 1) = 449,6 \text{ (449,8);}$$

$$T_{y0} = a_0 + a_1/(n_x + 1) + a_5/(n_z + 1) = 301,9 + 199,8/(3,8226 + 1) + 88,069/(3,8226 + 1) = 361,6 \text{ (363,4);}$$

$$T_{z1} = a_0 + a_1/(n_z + 1) + a_3/(n_z + 1) + a_5 = 301,9 + 199,8/(3,8226 + 1) + 88,069/(3,8226 + 1) + 88,069 = 449,6 \text{ (449,8);}$$

$$T_{z0} = a_0 + a_1/(n_z + 1) + a_3/(n_z + 1) = 301,9 + 199,8/(3,8226 + 1) + 88,069/(3,8226 + 1) = 361,6 \text{ (363,4),}$$

температуры восьми углов по формулам (10):

$$T_{111} = T(X = 1, Y = 1, Z = 1) = a_0 + a_1 + a_3 + a_5 = 301,9 + 199,8 + 88,069 + 88,069 = 677,8 \text{ (647,3);}$$

$$T_{011} = T(X = 0, Y = 1, Z = 1) = a_0 + a_3 + a_5 = 301,9 + 88,069 + 88,069 = 478,0 \text{ (476,6);}$$

$$T_{001} = T(X = 0, Y = 0, Z = 1) = a_0 + a_5 = 301,9 + 88,069 = 390,0 \text{ (393,0);}$$

$$T_{101} = T(X = 1, Y = 0, Z = 1) = a_0 + a_1 + a_5 = 301,9 + 199,8 + 88,07 = 589,74 \text{ (580,9);}$$

$$T_{110} = T(X = 1, Y = 1, Z = 0) = a_0 + a_1 + a_3 = 301,9 + 199,8 + 88,069 = 589,7 \text{ (580,9);}$$

$$T_{010} = T(X = 0, Y = 1, Z = 0) = a_0 + a_3 = 301,9 + 88,069 = 390,0 \text{ (393,0);}$$

$$T_{000} = T(X = 0, Y = 0, Z = 0) = a_0 = 301,9 \text{ (300,8);}$$

$$T_{100} = T(X = 1, Y = 0, Z = 0) = a_0 + a_1 = 301,9 + 199,8 = 501,7 \text{ (507,9),}$$

температура в геометрическом центре прямоугольного параллелепипеда по формуле (10)

$$T_{05} = T(X = 0,5; Y = 0,5) = a_0 + a_1 0,5^{nx} + a_2(1 - 0,5)^{nx} + a_3 0,5^{ny} + a_4(1 - 0,5)^{ny} + a_5 0,5^{nz} + a_6(1 - 0,5)^{nz} = 301,9 + 199,8 \cdot 0,53,8226 + 88,069 \cdot 0,53,8226 + 88,069 \cdot 0,53,823 = 328,5 \text{ (330,0).}$$

Параметры температурного поля в конце первого этапа нагрева $\tau_p = 125$ определены.

Для расчета второго и последующих этапов необходимо изменить время их начала, среднемассовую температуру

$$\tau = \tau + \Delta\tau, T_{\text{ср,ни}} = T_{\text{ср}} \quad (19)$$

и перейти к пункту 2 (температуры граней T_{x1}, T_{y1}, T_{z1} уже изменили свои значения).

Для второго этапа $\tau = 0 + 125 = 125, T_{\text{ср,ни}} = 379,8$.

Результаты расчета температур прямоугольного параллелепипеда в конце этапов, рассчитанные по программе для ПК с $\Delta\tau = 62,5$ с, приведены в табл. 2.

Температуры прямоугольного параллелепипеда в момент времени $\tau = 125$ с, рассчитанные на калькуляторе при $\Delta\tau = 125$ и по программе для ПК при $\Delta\tau = 62,5$ с, практически не различались. Следовательно, величина расчетного интервала времени $\Delta\tau$ (в данном диапазоне) слабо влияет на погрешность вычислений.

Отметим, что на каждом расчетном этапе нагрева могут изменяться теплофизические свойства тела (λ, c_v), коэффициенты радиационного (σ), конвективного теплообмена (α), температуры газов (T_g) на гранях прямоугольного параллелепипеда, а так же размеры прямоугольного параллелепипеда (R_x, R_y, R_z).

Для оценки эффективности предложенной аппроксимации температурного поля в табл. 2 приведены относительные погрешности расчетов (в %) температур прямоугольного параллелепипеда, выполненных методом ломаных при $n = 2$ и $n = n(\text{Fo})$ при $\Delta\tau = 62,5$ с.

Погрешности рассчитаны по отношению к точному аналитическому решению (см. табл. 1). Для удобства анализа наибольшие значения погрешностей расчета температур затемнены.

Аналогичные расчеты выполнены с использованием метода Эйлера. Относительные погрешности расчетов температур при $n = n(\text{Fo})$ по сравнению с методом ломаных были выше примерно на 1 %.

Анализируя погрешности расчета, можно сделать следующие выводы.

- Наибольшие погрешности получаются при расчете температур углов T_{111}, T_{000} .
- Погрешности определения температур граней T_{x1}, T_{x0} в данном примере, как правило, выше погрешностей вычисления $T_{y1}, T_{y0}, T_{z1}, T_{z0}$, поскольку число $Bi_x = 0,9375$ больше $Bi_y = Bi_z = 0,375$.
- Использование аппроксимации (8) с изменяющимися показателями степени $n = n(\text{Fo})$ по отношению к аппроксимации с $n = 2$ позволяет уменьшить погрешность расчета в начале нагрева ($\text{Fo} < 0,15$) почти на порядок при расчетах как по методу Эйлера, так и по методу ломаных.
- Расчеты с $n = n(\text{Fo})$ даже методом Эйлера для принятых условий теплообмена обеспечивают приемлемую погрешность вычислений.
- Погрешности вычисления средних температур граней и средней температуры тела по методу ломаных не превышают 1 %; погрешности расчета температур углов становятся меньше 2 % при $\tau > 2000$ с (табл. 3, в которой приведены результаты расчета некоторых температур при тех же условиях для времени нагрева 4000 с).

Естественно, что при меньших числах Bi погрешности расчета будут еще ниже. Например, при тех же краевых условиях, но при $R_x = R_y = R_z = 0,1$ м ($\Delta\tau = 31,25$ с) погрешность расчета не превышала 1 %: температур углов – через 1000 с после начала нагрева, а средних температур – на всех этапах расчета. Причем расчеты при $\Delta\tau = 125$ с и $\Delta\tau = 15,625$ с ($\Delta\text{Fo} = 0,125$ и $\Delta\text{Fo} = 0,0156$) показали практически одинаковую погрешность.

Для исследования влияния величины $\Delta\tau$ на точность расчета температур выполнены расчеты ($R_x = R_y = R_z = 0,15$ м) при $\Delta\tau = 15,625; 31,25; 61,5; 125; 250; 500$ с, что соответствует безразмерному шагу по времени $0,00688 < \Delta\text{Fo} < 0,22$. Анализ погрешностей расчетов показал, что оптимальная величина $\Delta\tau$, как уже отмечалось в работах [1 – 4], должна примерно соответствовать безразмерному шагу по времени $0,02 < \Delta\text{Fo} < 0,1$. Причем, если $R_x \neq R_y \neq R_z$, величину $\Delta\tau$ целесообразно определять из условия

$$\Delta\tau = (0,02 \dots 0,1)R^2/a, \quad (20)$$

где $R = \min(R_x; R_y, R_z)$.

Относительные погрешности расчетов, %, параметров температурного поля прямоугольного параллелепипеда, вычисленные методом ломаных, $\Delta t = 62,5$ с

Погрешности. Метод ломаных, $n = 2$								
τ, c	125	250	375	500	625	750	875	1000
T_{cp}	2,75	2,88	2,63	2,31	2,00	1,72	1,49	1,29
T_{x1}	-10,12	-3,03	-0,31	0,76	1,14	1,23	1,19	1,11
T_{y1}	-5,80	-1,14	0,51	1,10	1,26	1,24	1,15	1,04
T_{z1}	-5,80	-1,14	0,51	1,10	1,26	1,24	1,15	1,04
T_{x0}	23,29	12,51	6,79	4,01	2,61	1,85	1,41	1,12
T_{y0}	12,33	7,50	4,87	3,42	2,57	2,03	1,66	1,39
T_{z0}	12,33	7,50	4,87	3,42	2,57	2,03	1,66	1,39
T_{05}	3,92	2,80	2,67	2,42	2,12	1,84	1,59	1,37
T_{111}	-23,97	-12,77	-8,07	-5,74	-4,46	-3,68	-3,16	-2,78
T_{011}	1,43	2,71	2,65	2,45	2,21	1,98	1,76	1,56
T_{001}	20,46	12,42	7,65	5,13	3,74	2,90	2,36	1,97
T_{101}	-11,05	-4,07	-1,38	-0,25	0,23	0,42	0,47	0,46
T_{110}	-11,05	-4,07	-1,38	-0,25	0,23	0,42	0,47	0,46
T_{010}	20,46	12,42	7,65	5,13	3,74	2,90	2,36	1,97
T_{000}	48,38	24,98	11,31	4,80	1,89	0,61	0,05	-0,19
T_{100}	3,94	5,16	5,05	4,61	4,12	3,65	3,22	2,86
Метод ломаных, $n = n(Fo)$								
τ, c	125	250	375	500	625	750	875	1000
T_{cp}	0,04	0,06	0,08	0,07	0,04	0,02	0,00	-0,02
T_{x1}	0,41	-0,11	0,12	0,31	0,38	0,38	0,35	0,32
T_{y1}	0,07	-0,38	-0,25	-0,10	-0,03	0,00	0,00	0,00
T_{z1}	0,07	-0,38	-0,25	-0,10	-0,03	0,00	0,00	0,00
T_{x0}	-0,53	-0,59	-0,76	-0,82	-0,80	-0,73	-0,66	-0,59
T_{y0}	-0,04	0,14	0,11	0,03	-0,03	-0,06	-0,09	-0,10
T_{z0}	-0,04	0,14	0,11	0,03	-0,03	-0,06	-0,09	-0,10
T_{05}	-0,36	0,41	0,32	0,17	0,08	0,01	-0,03	-0,05
T_{111}	-3,86	-5,82	-5,56	-4,97	-4,42	-3,95	-3,56	-3,22
T_{011}	-0,10	-0,36	0,06	0,35	0,48	0,51	0,49	0,45
T_{001}	0,46	0,60	0,70	0,68	0,62	0,55	0,48	0,41
T_{101}	-0,93	-1,57	-1,11	-0,72	-0,49	-0,36	-0,30	-0,26
T_{110}	-0,93	-1,57	-1,11	-0,72	-0,49	-0,36	-0,30	-0,26
T_{010}	0,46	0,60	0,70	0,68	0,62	0,55	0,48	0,41
T_{000}	-1,47	-2,42	-3,38	-3,65	-3,46	-3,10	-2,73	-2,39
T_{100}	1,47	1,99	2,47	2,57	2,45	2,24	2,02	1,80

Выводы. Предложено аналитическое решение дифференциального уравнения теплопроводности для расчетного интервала времени, когда распределение температур по сечению прямоугольного параллелепипеда описывается степенной функцией с изменяющимися во времени показателями степени. Приведен пример расчета температурного поля прямоугольного параллелепипеда размером

0,15×0,15×0,15 м при граничных условиях третьего рода. Выполнено исследование погрешности расчета температурных полей предлагаемым методом, которое показало, что незначительное усложнение расчета позволяет значительно повысить точность вычислений в начальном периоде нагрева. Определена область применения метода расчета, которая ограничена числами Био $Bi < 1$.

Погрешности расчета температур прямоугольного параллелепипеда при граничных условиях третьего рода методом ломаных, $\tau_k = 4000$ с, $\Delta\tau = 62,5$ с, $n = n(Fo)$

τ , с	500	1000	1500	2000	2500	3000	3500	4000
T_{cp}	0,07	-0,02	-0,06	-0,07	-0,07	-0,07	-0,06	-0,05
T_{x1}	0,31	0,32	0,18	0,10	0,05	0,03	0,01	0,00
T_{y1}	-0,10	0,00	-0,04	-0,05	-0,05	-0,05	-0,05	-0,04
T_{x0}	-0,82	-0,59	-0,41	-0,30	-0,23	-0,18	-0,14	-0,11
T_{y0}	0,03	-0,10	-0,12	-0,11	-0,10	-0,09	-0,07	-0,06
T_{05}	0,17	-0,05	-0,09	-0,09	-0,09	-0,08	-0,07	-0,06
T_{111}	-4,97	-3,22	-2,22	-1,56	-1,12	-0,81	-0,59	-0,43
T_{011}	0,35	0,45	0,28	0,16	0,09	0,05	0,03	0,01
T_{001}	0,68	0,41	0,22	0,11	0,05	0,02	0,00	-0,01
T_{101}	-0,72	-0,26	-0,19	-0,15	-0,12	-0,10	-0,08	-0,06
T_{110}	-0,72	-0,26	-0,19	-0,15	-0,12	-0,10	-0,08	-0,06
T_{010}	0,68	0,41	0,22	0,11	0,05	0,02	0,00	-0,01
T_{000}	-3,65	-2,39	-1,46	-0,97	-0,68	-0,49	-0,36	-0,26
T_{100}	2,57	1,80	1,14	0,75	0,50	0,34	0,23	0,16

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Соколов А.К., Попов Г.В. // Изв. РАН. Энергетика. 2002. № 4. С. 118 – 130.
2. Соколов А.К. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2007. № 3. С. 23 – 28.
3. Соколов А.К. // Изв. РАН. Энергетика. 2009. № 1. С. 138 – 151.
4. Соколов А.К. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 1. С. 48 – 53.
5. Демидович Б.П., Марон И.А., Шувалова Э.З. Численные методы анализа. – М.: Наука, 1967. – 368 с.
6. Пехович А.И., Жидких В.М. Расчеты теплового режима твердых тел. – Л.: Энергия, 1968. – 304 с.
7. Соколов А.К. // Изв. вуз. Химия и химическая технология. 1996. Т. 39. Вып. 4 – 5. С. 167 – 169.

© 2012 г. А.К. Соколов, Ю.М. Овсянников
Поступила 9 апреля 2012 г.

РЕЦЕНЗИЯ

на книгу Г.Н. Еланского

«СТАЛЬ И ПЕРИОДИЧЕСКАЯ СИСТЕМА ЭЛЕМЕНТОВ Д.И. МЕНДЕЛЕЕВА»

Недавно Московским вечерним металлургическим институтом издана книга профессора Г.Н. Еланского «Сталь и Периодическая система элементов Д.И. Менделеева», посвященная широкому кругу отечественных и зарубежных ученых-металлургов, с которыми автор общался многие годы. Если судить по названию и посвящению, то книга Г.Н. Еланского – это научно-популярное издание, предназначенное для широкой аудитории. Однако она имеет гриф учебного пособия, выданный учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии. Это обстоятельство побудило нас детально познакомиться с данной книгой и поделиться своими впечатлениями о ней с педагогической общественностью высшей школы и специалистами в области металлургии.

Появление имени гениального ученого-химика в названии книги по металлургии не случайно. Д.И. Менделеев связан с металлургией не только как создатель периодической системы элементов. На рубеже XIX и XX веков он совершил продолжительную инспекторскую поездку по металлургическим заводам Урала. Подробный и хорошо иллюстрированный отчет об этой поездке имеет большую историческую ценность.

Книга Г.Н. Еланского отличается от других учебников и учебных пособий уже своей структурой. Традиционно авторы учебной литературы излагают материал, придерживаясь «технологической» последовательности. В книге Г.Н. Еланского главы посвящены участию в процессах черной металлургии отдельных химических элементов или групп элементов.

Прямому рассмотрению связи строения и важнейших (в металлургическом аспекте) свойств химических элементов с периодической системой Д.И. Менделеева посвящена первая глава книги. В небольшом по объему разделе достаточно убедительно показано, что от места, занимаемого элементом в периодической системе, зависят не только химические, но и его физические свойства. Эта глава направлена на формирование у студентов углубленного понимания фундаментальных зависимостей, существующих в материальном мире.

Нельзя сказать, что в учебной литературе по металлургии этому вопросу вообще не уделяется должного внимания. Например, в учебниках по общей металлургии всегда говорится о том, что металлы, как правило, получают из окисленных или сульфидных руд, а в пирометаллургических процессах оксиды и сульфиды образуют технологически сходные расплавы – шлак и штейн. Однако в книге Г.Н. Еланского связь места

химических элементов в периодической системе и их роли в металлургических процессах продемонстрирована наиболее широко и на уровне общих закономерностей.

Все последующие главы обсуждаемой книги можно, по нашему мнению, отнести к двум разделам: базовому – технологическому и дополнительному – условно общеинформационному. Технологический раздел формируют главы, посвященные важнейшим элементам черной металлургии: железу, углероду, кислороду и газам – водороду и азоту.

Собственно технология и оборудование металлургического производства описаны довольно схематично. По-видимому, автор и не ставил перед собой задачу детального изложения технологии производства черных металлов, а ограничился приложением списка рекомендуемой литературы, в котором указаны учебники, изданные в последние годы.

Основное внимание уделено углубленному рассмотрению физической химии процессов. При этом металлургия железа, чугуна и стали рассматриваются как технологически совершенно равнозначные металлургические производства, что вполне соответствует возрастающему значению процессов получения из железорудных окатышей губчатого железа в современной черной металлургии.

Особого внимания заслуживает анализ системы «железо – кислород». Традиционная форма представления диаграммы состояния этой системы (рис. 28) не дает полной информации об области низких (до 0,2 %) содержания кислорода, играющей особую роль в сталеплавильных процессах. Этот недостаток автор восполнил рис. 29, на котором детально, со всеми подробностями показан «железный» угол диаграммы. Анализ затвердевания металла в этой части диаграммы позволяет глубже понять завершающую стадию процесса затвердевания расплава и механизм образования оксидных неметаллических включений по границам зерен металла.

«Общеинформационный» раздел обсуждаемого учебного пособия составляют главы, посвященные влиянию практически всех химических элементов периодической системы Д.И. Менделеева на структуру и свойства стали или использованию их самих, а также их соединений в процессах производства черных металлов. Круг вопросов, затронутых в этой части книги, является уникальным. Собранная информация о связи различных химических элементов с металлургией черных

металлов настолько обширна, что этот раздел можно использовать как справочник. Вполне естественно, что внимание, уделенное различным элементам, определяется их ролью в черной металлургии. Некоторые химические элементы, по существу, только упоминаются.

Наибольшее внимание уделено элементам, играющим важную роль в металлургии стали, но не рассмотренным в технологической части книги – магнию, кальцию, алюминию, кремнию, фосфору, сере. В главах, посвященных этим элементам, объектом обсуждения являются как физическая химия процессов, так и вопросы технологии с их участием.

Особый интерес вызывает глава 15, в которой рассмотрено производство современных легированных сталей, в том числе высокопрочной стали повышенной пластичности: IF-стали, стали с TRIP-эффектом и др. Особые свойства таких сталей рассматриваются как результат определенной структуры металла. Материал этой главы приобретает особую актуальность в связи с новыми требованиями к стали для нефте- и газопроводов, для автомобилестроения и т.д.

Необычная структура обсуждаемой книги, а также очень доступная, «лекционная» манера изложения материала при сохранении глубины содержания и широком круге затронутых вопросов, позволяет

рассматривать книгу как авторский курс профессора Г.Н. Еланского по металлургии стали, в котором сделана успешная попытка поднять понимание прикладных вопросов технологии производства черных металлов на уровень фундаментальных знаний.

Согласно аннотации учебное пособие предназначено для студентов вузов, обучающихся по направлению «Металлургия» и смежным направлениям материаловедения. По нашему мнению, она имеет особую ценность как учебное пособие при подготовке магистров по профилю «Металлургия черных металлов» и будет также полезна и для расширения кругозора уже сложившихся специалистов в области металлургии.

Появление книги Г.Н. Еланского «Сталь и Периодическая система элементов Д.И. Менделеева» несомненно является заметным событием в развитии отечественной высшей школы по направлению «Металлургия».

*Заведующий кафедрой металлургии
черных металлов МГТУ
В.А. Бигеев*

*Профессор кафедры металлургии
черных металлов
В.Н. Селиванов*

А.И. Потапов, А.Е. Семин

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ БОРОМ

Микролегирование – одно из основных направлений ресурсосбережения в черной металлургии. В результате микролегирования различными элементами не только снижается расход легирующих материалов, но и достигается повышение комплекса потребительских свойств.

Прокаливаемость – важнейшая характеристика конструкционной стали, которая значительно возрастает при микролегировании бором, что позволяет получать необходимый уровень механических свойств конечной продукции без легирования традиционными элементами (Ni, Cr и др.) или при пониженном их содержании.

Установлено, что для достижения высокого уровня свойств металла при производстве микролегированной стали необходимо обеспечивать содержание микролегирующих элементов в металлопродукции в заданных узких пределах. Это в полной мере относится и к микролегированию бором.

Производство бористой стали осложняется не только низкой концентрацией и узким диапазоном содержания бора, в котором обеспечивается эффективное его влияние на прокаливаемость стали, но и высокой химической активностью бора. Бор – сильный раскислитель и сильный нитридообразующий элемент. Высокая склонность к образованию нерастворимых или труднорастворимых при термической обработке соединений делает невозможным прогнозирование прокаливаемости борсодержащей стали по общему содержанию бора в металле.

Гарантированное получение требуемых свойств бористой стали обеспечивается только в условиях жесткой, правильно выбранной технологии производства, которая должна обеспечивать воспроизводимое содержание «эффективного» бора при общем содержании бора в металле в пределах требований нормативно-технической документации. Последнее требует жесткого регламентирования всех технологических параметров как на стадии производства литой заготовки, включая применяемые шихтовые материалы, раскисление, микролегирование нитридообразующими элементами, технологию легирования бором, защиту от вторичного окисления металла при разливке, так и прокатки.

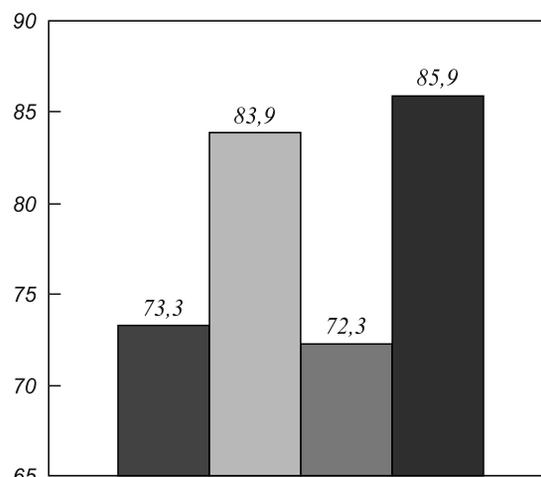
В условиях электросталеплавильного цеха ОАО «Оскольский электрометаллургический комбинат» было проведено сравнение двух технологий легирования металла бором: кусковым ферросплавом и порош-

ковой проволокой с наполнителем ферробор. Испытания проводились по базовой технологии производства борсодержащей стали 40Г1Р и 20Г2Р. Данные о технологических параметрах представлены ниже (опыт – с использованием порошковой проволоки, база – с применением кускового ферросплава):

Показатель		Сталь	
		40Г1Р	20Г2Р
Число плавков	опыт	9	25
	база	14	42
Количество бора в чистом элементе, кг	опыт	4,26	4,09
	база	4,49	5,07
Содержание бора в маркировочной пробе, %	опыт	0,0023	0,0022
	база	0,0022	0,0024
Усвоение бора по маркировочной пробе, %	опыт	83,8	85,9
	база	73,3	72,3

Основная задача при производстве стали, легированной бором, заключается в получении стабильного содержания активного (свободного) бора в расплаве.

Полученные данные позволяют определить, по какой технологической схеме проще осуществить получение стабильного содержания активного бора. По ста-



Усвоение бора по маркировочной пробе, %

Усвоение бора:

- – из ферросплава на плавках стали 40Г1Р;
- – из порошковой проволоки на плавках стали 40Г1Р;
- – из ферросплава на плавках стали 20Г2Р;
- – из порошковой проволоки на плавках стали 20Г2Р

рой технологической схеме с использованием кускового материала усвоение бора составляет 73 – 75 %, по новой схеме (с использованием порошковой проволоки) усвоение достигает 84 – 86 %. Потери бора связаны со сложностью соблюдения оптимальных технологических параметров – кусковой борсодержащий материал подается сверху, при этом шлаковая фаза может оказывать влияние на его усвоение металлом. По второй схе-

ме роль шлака сводится к минимуму. В этом случае на усвоение бора основное влияние оказывают параметры металлического расплава, содержание элементов, имеющих повышенное сродство к бору. Основная роль при этом отводится азоту.

© 2012 г. *А.И. Потапов, А.Е. Семин*
Поступила 21 мая 2012 г.

ПОЗДРАВЛЯЕМ ЮБИЛЯРА



9 июня 2012 г. профессору-исследователю кафедры физического материаловедения НИТУ «МИСиС», доктору физико-математических наук Алексею Сергеевичу Лилееву исполнилось 70 лет.

Вся научная и педагогическая деятельность А.С. Лилеева связана с Московским институтом стали и сплавов (ныне НИТУ «МИСиС»). После окончания института в 1965 г. им в течение последующих пяти лет были проведены фундаментальные исследования процессов формирования высококоэрцитивной структуры сплавов для постоянных магнитов типа ЮНДК, которые легли в основу кандидатской диссертации.

После защиты диссертации А.С. Лилеев, возглавляет проблемную лабораторию постоянных магнитов. За десятилетний период коллектив лаборатории разработал и внедрил на заводах и конструкторских бюро министерств обороны, авиации и приборостроения полные технологические циклы получения постоянных магнитов как из традиционных сплавов типа ЮНДК, так и сплавов на основе РЗМ.

С 1974 г. А.С. Лилеев занимается научно-организационной работой в секции постоянных магнитов при Научном Совете Российской академии наук по комплексной проблеме «Магнетизм». С 1993 г. А.С. Лилеев становится членом Научного совета и председателем Секции постоянных магнитов.

Научные интересы А.С. Лилеева сосредоточены на изучении магнитных структур и формировании магнитных свойств сплавов для постоянных магнитов на основе редкоземельных металлов. Обобщение исследований позволило сформулировать новые концепции механизмов перемагничивания сплавов, изменить представления о природе температурной стабильности магнитных свойств постоянных магнитов и подтвердить экспериментально роль магнитного взаимодействия между отдельными микрообъемами ферромагнитного материала. Фактически создана феноменологическая теория процессов перемагничивания, позволяющая прогнозировать гистерезисные свойства материала на основе разработанной программы

моделирования постоянного магнита из микрообъемов, обладающих индивидуальными магнитными свойствами.

В 1988 г. А.С. Лилеев защитил докторскую диссертацию на тему: «Процессы перемагничивания постоянных магнитов из одноосных высокоанизотропных сплавов с редкоземельными металлами». Созданное научное направление позволило связать фундаментальные основы теории магнетизма и металловедения сплавов с практическими проблемами металлургии постоянных магнитов. В рамках этого направления, которое сформировалось как научная школа, подготовлено 2 доктора наук, 10 кандидатов наук, 12 магистров, 20 бакалавров и около 100 инженеров.

В 1990 г. А.С. Лилеев избран профессором, а с 1996 по 2009 г. заведующим кафедрой металлографии. За время его руководства на кафедре начата подготовка инженеров по специальностям «Стандартизация и сертификация», «Наноматериалы», «Прикладная информатика», бакалавров и магистров по направлению «Физика». Им подготовлен ряд новых учебных дисциплин и написано 10 учебно-методических пособий.

С 1987 по 2006 г. А.С. Лилеев занимает должность декана физико-химического факультета института. По его инициативе на факультете организовано обучение студентов по новой образовательной технологии, начата подготовка инженеров по трем новым специальностям и по программам бакалавров и магистров.

С 1994 г. по настоящее время А.С. Лилеев в качестве председателя Оргкомитета организует и проводит международные конференции по постоянным магнитам. К ее работе привлекаются ведущие специалисты отечественные и зарубежные специалисты.

В настоящее время А.С. Лилеев является председателем диссертационного Совета Д212.132.03 по защите диссертаций на соискание ученой степени доктора наук.

В 1994 г. избран член-корреспондентом, а затем действительным членом Российской академии естественных наук.

За разработку и промышленное освоение новой технологии производства магнитов А.С. Лилеев становится лауреатом Государственной премии РФ 1999 г. в области науки и техники. В это же году за заслуги в области образования Российской Федерации награжден орденом «Почетный работник высшего профессионального образования».

В 2003 г. А.С. Лилееву присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки Российской Федерации».

Результаты работ изложены в 300 публикациях, включая 22 авторских свидетельства и патентов.

Коллектив редакции, друзья и коллеги сердечно поздравляют Алексея Сергеевича с юбилеем, желают ему доброго здоровья и успехов в его многогранной деятельности.

СОДЕРЖАНИЕ

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Казаков Р.А., Подгородецкий Г.С., Юсфин Ю.С., Зволинский В.П. Исследование потенциальных выбросов метана от доменного производства на основе расчетов	3
---	---

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Александров А.А., Спрыгин Г.С., Дашевский В.Я. Влияние циркония на растворимость кислорода в расплавах системы Fe–Ni	9
Зборщик А.М. Влияние нитридообразования на эффективность использования десульфуратора при инжентировании магния в чугуны азотом	13
Ткачев А.С., Кожухов А.А., Меркер Э.Э. Исследования облученности стенок дуговой сталеплавильной печи с применением электродов различной конструкции	17
Конашков В.В., Цепелев В.С., Белозеров В.Я., Стародубцев Ю.Н. Влияние технологии выплавки на свойства аморфизирующихся расплавов на основе системы Fe–B–Si	21
Шишимиров М.В., Сосонкин О.М., Герцык С.И., Ялов Н.П., Смирнова М.В., Шарыпова Т.С., Дьякова Е.В. Моделирование продувки кислородом ванны ДСП на горячей модели	24

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Куринос В.В., Левицкий И.А., Прибытков И.А. Исследование нагрева массивных заготовок с различными скоростями в печах периодического действия	27
Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Пронин А.И., Чернышов Е.А. Прогнозирование прочности и долговечности материалов деталей машин и конструкций с учетом частоты циклического нагружения	32

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Бронз А.В., Капуткина Л.М., Кирилов В.Э., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г. Изменение структуры при термической и термомеханической обработке литых высокоалюминиймарганцевых сплавов железа	38
Шморгуин В.Г., Трыков Ю.П., Донцов Д.Ю., Слаутин О.В., Евстропов Д.А. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературных нагревов	42
Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Селиванова О.В., Полухина О.Н. Вклад различных структурных факторов в формирование прочностных свойств сталей класса прочности K65	46
Шарыбин С.И., Ключев А.В., Столбов В.Ю. Сравнение методов распознавания образов в задачах поиска характерных зерновых микроструктур на фотографиях шлифов металлов	49
Валиев Р.З., Рааб Г.И., Боткин А.В., Дубинина С.В. Получение ультрамелкозернистых металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации: новые подходы в разработке технологий	54

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Соколов А.К., Овсянников Ю.М. Численно-аналитический метод расчета температурного поля прямоугольного параллелепипеда умеренной массивности в начале нагрева	58
--	----

ОТКЛИКИ И РЕЦЕНЗИИ

Рецензия на книгу Г.Н. Еланского «Сталь и Периодическая система элементов Д.И. Менделеева»	66
--	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Потапов А.И., Семин А.Е. Технологические особенности легирования стали бором	68
Поздравляем юбиляра	58

CONTENTS

FERROUS METALLURGY RATIONAL NATURE MANAGEMENT

Kazakov R.A., Rodgorodetzkiy G.S., Yusphin Yu.S., Zvolinskiy V.P. Calculation based blast furnace ironmaking potential slopping study	3
--	---

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Alexandrov A.A., Sprigin G.S., Dashevskiy V.Ya. Zirconium influence on oxygen solubility in Fe–Ni system melts	9
Zbortzick A.M. Nitride formation impact on desulfurizer use efficiency at magnesium injection with nitrogen into pig iron melt	13
Tekachov A.S., Cogukhov A.A., Mercker Ed.Ed. Different electrodes used arc furnace side walls irradiance study	17
Conashkov V.V., Tzepelev V.S., Belozerov V.Ya., Starodubtzev Yu.N. Production technology influence on Fe–B–Si system based amorphising melts properties	21
Shishimirov M.V., Sosonckin O.M., Hertzick N.P., Smirnova M.V., Sharipova T.S., D'yackova E.V. Arc furnace bath oxygen blowing hot model study	24

FERROUS METALLURGY ENGINEERING

Curnosov V.V., Levitzkiy N.A., Pribitckov N.A. Massive billets different rates heating in batch furnaces study	27
Mil'nickov V.V., Shetulov D.J., Pronin A.J., Cherniskov E.A. Machine details and construction materials strength and creep life prediction with account for loading cycles frequency	32

MATERIALS SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Bronz A.V., Caputckina Z.M., Kindop V.Ed., Prockoshkina V.G., Svyajin A.G. Cast high aluminium-manganese-iron alloys structure change at thermal and thermo-mechanical work	38
Shmorgun V.G., Trickov Yu.P., Dontzov D.Yu., Slautin O.V., Evstropov D.A. Titanium-steel multi-layer composites structure and properties after high-temperature heatings	42
Farber V.M., Pishmintzev J.Yu., Arabey A.B., Selivanova O.V., Polukhina O.N. Different structure factors contribution in strength class K65 steels cohesion properties formation	46
Sharibin S.I., Klyuev A.V., Stolbov V.Yu. Image recognize methods comparison for solve the problem trench-raid characteristic features of grain microstructures on metal etch test cut photographs	49
Valiev R.Z., Raab G.J., Botckin A.V., Dubinina S.V. Ultra-fine grained metals and alloys reception with plastic deformation methods :new points of view at technologies working up	54

FERROUS METALLURGY AUTOMATION SYSTEMS INFORMATICS

Sokolov A.K., Ovsjannickov Yu.M. Numerous-analytical method for moderate mass rectangular parallelepiped temperature field computation at the beginning of heat	58
--	----

RESPONSES AND REVIEWS

Review on G.N. Elanskiy monograph "Steel and D.J. Mendeleev's periodic system"	66
--	----

BRIEF COMMUNICATIONS

Potapov A.J., Sjomlin A.E. Steel alloying with boron technological specialities	68
Congratulations jubilee	58

Подписано в печать 04.10.2012. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3697.

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