

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

7

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

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИКИ

УДК: 669.14.018.29

*А.Г. Глебов¹, А.Г. Свяжин¹, А.Б. Арабей², В.Е. Баженов¹,
А.М. Корчагин³, В.М. Фарбер⁴, В.Э. Киндон¹*

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС

² ОАО «Газпром»

³ ОАО «Северсталь»

⁴ Уральский федеральный университет

НИТРИДЫ ТИТАНА В ТРУБНОЙ СТАЛИ^{1*}

В 2008 – 2011 гг. ОАО «Газпром» на опытном полигоне в г. Копейск Челябинской области провел 16 полномасштабных пневматических испытаний труб класса прочности К65 (Х80) диам. 1420 мм с толщиной стенки 23,0; 27,7 и 33,4 мм. По результатам испытаний ОАО «Газпром» согласовал Технические условия на трубы указанного сортамента с четырьмя российскими и четырьмя зарубежными компаниями. Одновременно с этим до начала активного строительства газопровода Бованенково-Ухта основного потребителя труб нового поколения – появилась уникальная возможность провести сравнительный анализ качественных показателей основного металла труб с целью оптимизации химического состава и технологии производства и, в случае необходимости, внести соответствующие изменения и корректировки.

В рамках решения этой задачи в работе [1] подробно рассмотрена роль кремния в формировании макро- и микроструктуры конструкционных сталей, в том числе трубных. Рекомендовано снижение содержания кремния до технологически минимальных значений, особенно для труб класса К65 (Х80) и выше. Уже сегодня японские специалисты (компания Сумитомо Метал

Индастриз) рекомендуют использовать высокодеформируемую сталь с содержанием Si = 0,014 % (по массе).

Было также проведено исследование о влиянии меди на характер структурообразования в современных трубных сталях [2]. Установлено, что медь в них находится в элементарном виде и ее присутствие способствует дисперсионному твердению стали вплоть до температуры ~ 300 °С. Это позволяет рассматривать медь как альтернативу ванадию в процессах формирования структуры для рассматриваемого сортамента. Соответственно было высказано предположение, что роль ванадия как микролегирующего элемента может быть пересмотрена, а его содержание сведено до минимума.

В настоящей работе сделана попытка рассмотреть влияние азота, титана и ниобия на формирование нитридов и карбонитридов в трубных сталях категории прочности К65 разных производителей. Химический состав сталей по указанным элементам представлен в табл. 1. Для производителя А здесь приведены также данные по стали К60 с тем, чтобы подчеркнуть сложившуюся на этом предприятии ситуацию производства стали с относительно высоким (в пределах технических условий (ТУ)) содержанием азота.

Таблица 1

Содержание элементов, формирующих нитриды и карбонитриды в стали К65 разных производителей

Содержание, % (по массе)*	Производитель								
	А				В		С	D	E
	Вариант 1 (К60)	Вариант 2**	Вариант 3**	Вариант 4**	Вариант 1**	Вариант 2**			
С	0,09	0,05	0,05	0,07	0,07	0,06	0,06	0,06	0,05
N	0,007	0,008	0,004	0,007	0,006	0,007	0,003	0,0037	0,003
Ti	0,016	0,017	0,020	0,021	0,014	0,021	0,010	0,014	0,014
Nb	0,046	0,063	0,067	0,056	0,045	0,060	0,030	0,010	0,029
Al	0,040	0,040	0,040	0,020	0,036	0,033	0,030	0,032	0,036
V	0,085	0,032	0,027	0,020	0,019	0,004	–	–	–

Примечание: * содержание Mn, Si, Ni, Cr, Cu, Mo принимали исходя из реального химического состава основного металла труб; ** варианты поставки листа данного производителя изготовителям труб в разные периоды

^{1*} Работа выполнена в рамках договора № 996 НП/ТД1331 от 28.01.2011 г. Руководитель А.Г. Глебов.

Для сталей рассматриваемого сортамента азот является примесью, поэтому его содержание должно быть сведено до технологически возможного минимума. Современные технологии позволяют получать стали с содержанием азота не более 30 ppm. Очевидно, что производители *C, D, E* стараются поддерживать этот минимальный уровень. Более того, хотя при разработке техдокументации с ОАО «Газпром» производитель *E* принимает в ТУ величину допустимой концентрации азота в пределах 0,008 %, в своих внутренних технологических документах устанавливает более низкий уровень и получает фактическую концентрацию, близкую к 30 ppm.

Производитель *A* традиционно поставляет листы и трубы с концентрацией азота на верхнем или близком к верхнему пределу, допускаемом ТУ. То же относится к поставщику листа *B*. При этом, как видно из табл. 1, высокое содержание азота влечет за собой повышенный расход Ti, Nb и Al.

Фазовый состав трубных сталей K65 рассчитывали по аналогии с предыдущими работами авторов, с использованием программы Thermo-Calc методом CALPHAD. Для этого использовали термодинамическую базу данных TCFe4 применительно к многокомпонентным системам. Результаты расчетов приведены в табл. 2.

Результаты расчетов показывают, что существенных отличий в содержании фаз между металлом производителей *A* и *B* не прослеживается. Только для варианта *B-1* содержание фазы TiNC(V) существенно меньше, чем для вариантов производителя *A* и находится на уровне производителей *C, D, E* по причине меньшего содержания (0,014 %) Ti по сравнению с 0,017 – 0,021 % для *A* (2 – 4) и *B-2*, хотя и при высоком содержании N.

В целом по равновесным данным в металле производителей *C, D, E* благодаря существенно меньшему содержанию N, Ti, Nb и отсутствию V, по сравнению с металлом производителей *A* и *B*, присутствует значительно меньше карбонитридов Ti и сложных карбидов (NbVTi)C.

Следует заметить, что на практике равновесный фазовый состав не реализуется вследствие существенно неравновесных условий формирования конечной структуры стали. Однако термодинамические тенденции к выделению фаз продолжают действовать. Кроме того, нитридные фазы, выделяющиеся при кристаллизации в

высокотемпературной области, при нагреве под прокатку не растворяются и сохраняются в структуре стали.

В трубных сталях допускается содержание алюминия $\leq 0,06$ % (обычно 0,030 – 0,045 %) и титана $\leq 0,03$ % (обычно 0,01 – 0,02 %). По данным [3] в сплаве Fe–Al–Ti–O–N при атмосферном давлении и 1600 °C при содержании Al $\geq 0,025$ % и титана $\leq 0,6$ % оксиды титана (Ti₂O₃) не образуются, т.е. в трубных сталях титан не является раскислителем, и в жидкой стали он не взаимодействует с кислородом. Поэтому в низколегированных трубных сталях основным раскислителем является алюминий и в конце кристаллизации вследствие ликвации часть кислорода связывается с кремнием. Титан в процессе раскисления не участвует. При затвердевании и вследствие ликвации он образует связь с азотом, формируя крупные дендритообразные (кристаллизационные) нитриды, которые из-за их больших размеров отрицательно влияют на свойства стали. Указанные нитриды вследствие их размеров и неправильной формы как в литом, так и в деформированном металле, наряду с оксидными включениями, могут являться инициаторами зарождения микротрещин в стали [4]. Поэтому в сталях, не легированных азотом, содержание этих элементов должно быть строго регламентировано. Ранее на примере стали 30H4МДФА показано [5], что избежать образования нитридов титана при затвердевании данной стали для достигнутого в настоящее время уровня чистоты по азоту 0,003 % можно при содержании титана не выше 0,004 %.

Условия формирования нитридов титана при затвердевании трубной стали

Рассмотрим допустимый уровень содержания азота и титана в трубных сталях.

Без учета примесей P, S и цветных металлов исследуемые стали представляют систему Fe–C–Mn–Si–Cr–Ni–Cu–Mo–Ti–Nb–Al–N. Для анализа были выбраны реальные составы двух производителей: *A* и *C* (см. табл. 1). При выборе производителя *A* исходили из того, что здесь были получены неудовлетворительные результаты как при изучении дефектов, визуально обнаруженных на макрошлифах при входном контроле листа (вариант 1, сталь K60, N = 0,007 %, Ti = 0,016 %, см. табл. 1), так и при проведении натуральных полигонных испытаний (ва-

Таблица 2

Содержание фаз на основе N и C в трубных сталях K65 разных производителей при температуре +20 °C

Содержание, % (по массе)	Производитель							
	<i>A</i>			<i>B</i>		<i>C</i>	<i>D</i>	<i>E</i>
	Вариант 2	Вариант 3	Вариант 4	Вариант 1	Вариант 2			
AlN	0,0125	–	0,0105	0,0113	0,0097	0,0091	0,0028	0,0014
TiNC(V)	0,0218	0,0253	0,0230	0,0145	0,0228	0,0111	0,0170	0,0154
(NbVTi)C	0,1090	0,1077	0,0971	0,0770	0,0762	0,0353	0,0122	0,0350

риант 4, сталь K65). В последнем случае трещина оставалась за пределами трех испытуемых труб, а сами трубы изготовлены из листов двух плавок: одна труба из листа с содержанием N = 0,005 %, две других из листов с содержанием азота 0,006 % и 0,007 % соответственно. В обеих плавках содержание Ti = 0,021 %. У производителя C содержание N и Ti находилось на нижнем пределе из всех представленных в табл. 1 производителей.

Содержание кислорода в расчетах не учитывали, поскольку, как было отмечено выше, в сталях данного типа в жидком состоянии этот элемент с титаном не взаимодействует. В связи с этим при кристаллизации и последующем охлаждении рассматривали только взаимодействие системы Ti–N с учетом влияния других элементов на активности азота и титана.

Таким образом, для рассматриваемой многокомпонентной системы были рассчитаны и построены квазибинарные политермические сечения диаграммы состояния при постоянном содержании легирующих элементов и переменном содержании азота от 0 до 0,01 %. Расчеты выполнены в программе Thermo-Calc с использованием того же метода и базы данных, что и при расчете фазового состава. Расчетные равновесные диаграммы представлены на рис. 1.

На рис. 1, а представлена диаграмма для сплава, расположенного на ординате *a*, и соответствующего стали производителя C с содержанием 0,003 % N (см. табл. 1). Кристаллизация этого сплава начинается

при температуре 1519 °С (точка *a*₁) с выпадения первичных кристаллов δ-феррита. Феррит кристаллизуется в широком интервале температур от 1519 до 1486 °С. При температуре 1486 °С (точка *a*₂) происходит перитектическое превращение по реакции $L + \delta \rightarrow \gamma$ в интервале 1486,0 – 1485,5 °С. При температуре 1485,5 °С (точка *a*₃) кристаллизация заканчивается и ниже этой температуры сплав имеет двухфазную структуру δ + γ. Из рис. 1, а также видно, что образование нитридов титана в жидкой стали данного состава при содержании титана 0,01 % возможно только при содержании азота выше 0,007 %. Таким образом, при содержании азота выше некоторого предела (в стали производителя C более 0,007 %), в структуре будет наблюдаться кристаллизационный нитрид титана TiN, образующийся по эвтектической и перитектической реакциям. Интервал температур образования нитрида титана расширяется с дальнейшим увеличением содержания азота в стали. Так, при N = 0,008 % он составляет 2,5 °С (1488,0 – 1485,5 °С), а при N = 0,010 % интервал образования нитрида титана равен 6,5 °С (1492,0 – 1485,5 °С). Выделение нитридов в этой стали при содержании азота ниже 0,007 % происходит при температурах ниже 1460 °С уже в твердом состоянии в области γ вследствие уменьшения произведения растворимости [Ti]·[N] с понижением температуры (вторичные нитриды).

При нагреве под прокатку (температура нагрева ~ 1200 °С, выдержка ~ 5 ч) диффузионные процессы

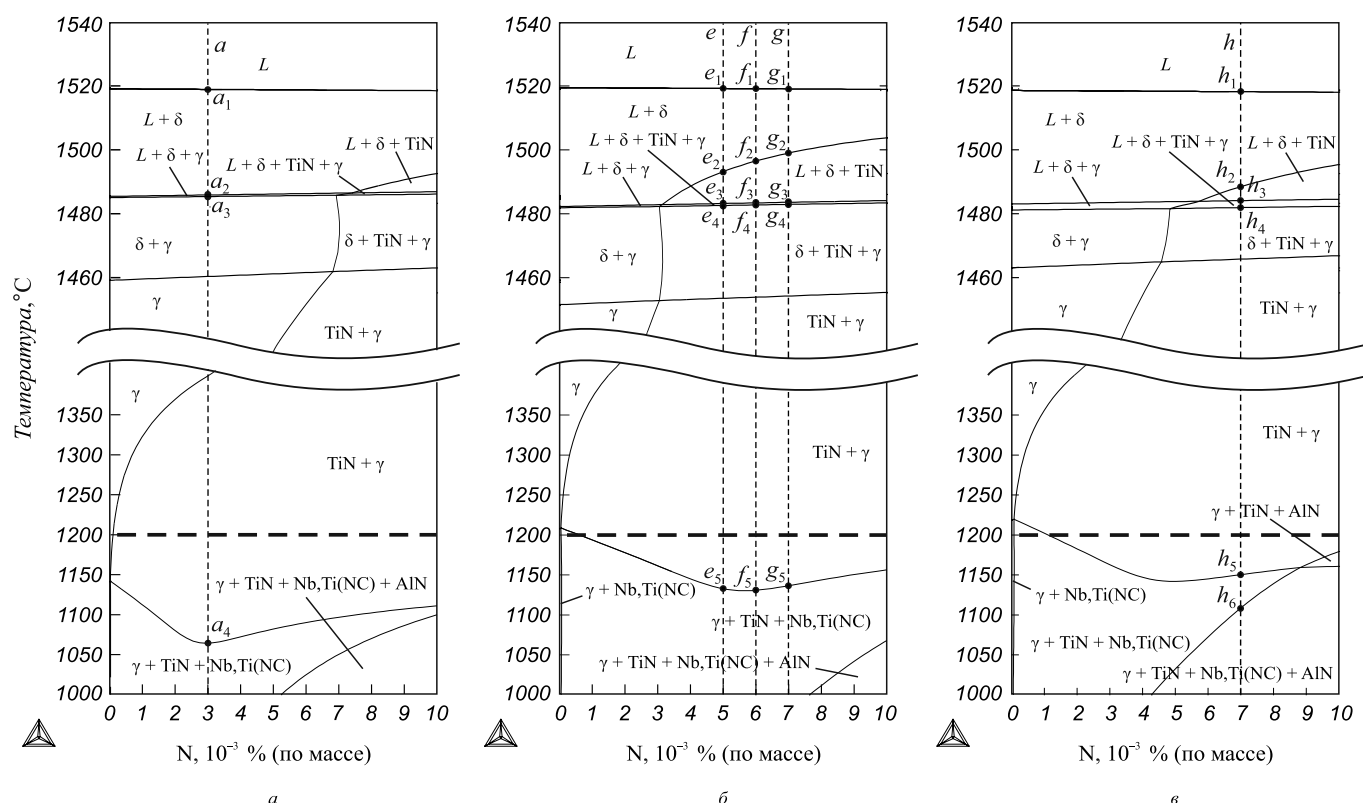


Рис. 1. Политермические сечения диаграмм состояния системы Fe–C–Mn–Si–Cr–Ni–Cu–Mo–V–Ti–Nb–Al–N при содержании азота от 0 до 0,01 % и постоянном содержании остальных элементов сталей: а – производитель C, сталь K65, Ti = 0,010 %; б – производитель A, сталь K65, Ti = 0,021 %; в – производитель A, сталь K60, Ti = 0,016 %

протекают достаточно полно. Это позволяет считать, что фактический фазовый состав стали будет близок к равновесному в соответствии с фазовой диаграммой. Из рис. 1, *a* видно, что для стали производителя *C* при температурах ниже 1200 °С большая часть азота находится в составе нитрида титана, что приводит к формированию двухфазной структуры $\gamma + \text{TiN}$. При этом необходимо отметить, что это вторичные нитриды, выделившиеся в твердом состоянии и их размеры по сравнению с кристаллизационными нитридами должны быть небольшими, как невелико и их количество, поскольку перед кристаллизацией в составе стали содержание азота было низким (0,003 %).

Ниже температуры 1060 °С (точка a_4 , рис. 1, *a*) в структуре наряду с TiN выделяется сложный карбонитрид ниобия и титана $\text{Nb}_3\text{Ti}(\text{NC})$. Необходимо отметить, что при температурах ниже температуры нагрева стали под прокатку фактическая структура стали (состав и количество фаз) определяется режимами деформации и охлаждения и может значительно отличаться от равновесной.

Чтобы выяснить, насколько велико влияние содержания титана в стали на количество образующегося при кристаллизации нитрида титана TiN , было построено политермическое сечение диаграммы системы $\text{Fe}-\text{C}-\text{Mn}-\text{Si}-\text{Cr}-\text{Ni}-\text{Cu}-\text{Mo}-\text{Ti}-\text{Nb}-\text{Al}-\text{N}$, также соответствующее составу стали K65 производителя *C*, но с содержанием титана 0,02 % (рис. 2). Как видно, увеличение содержания титана до 0,02 % при неизменном содержании азота 0,003 % (ордината *c*) не приводит к качественным изменениям механизма кристаллизации и нитрид титана в жидкой стали при равновесных условиях не образуется. Но добавка титана приводит к тому, что область эвтектической реакции $L \rightarrow \delta + \text{TiN}$ смещается в сторону меньших концентраций азота и уже при содержании $\text{N} > 0,003$ % (против $\text{N} = 0,007$ % при $\text{Ti} = 0,01$ %, см. рис. 1, *a*) в жидкости выделяются кри-

сталлы нитрида титана TiN . При 0,008 % N (ордината *d* на рис. 2) в этой стали уже наблюдается широкий температурный интервал образования TiN в жидкой фазе, равный 14,5 °С (1500,0 – 1485,5 °С). Структура этого сплава при температурах ниже δ -области так же, как и у сплава на рис. 1, *a*, двухфазная ($\gamma + \text{TiN}$), но выделение азота из твердого раствора начинается и завершается при более высоких температурах, т.е. при выдержке при 1200 °С на практике можно ожидать, что азот из раствора будет уходить в большей степени.

Были также построены политермические сечения диаграммы состояния системы $\text{Fe}-\text{C}-\text{Mn}-\text{Si}-\text{Cr}-\text{Ni}-\text{Cu}-\text{Mo}-\text{V}-\text{Ti}-\text{Nb}-\text{Al}-\text{N}$ при переменном содержании азота от 0 до 0,01 % и при постоянном содержании легирующих элементов, соответствующем составу сталей производителя *A* (см. рис. 1, *b*, сталь K65 и 1, *в*, сталь K60). На рис. 1, *b* ординаты сплавов *e*, *f* и *g* проходят через области образования нитрида титана в жидком металле, и, как видно, с увеличением содержания азота в каждом последующем сплаве (от *e* до *g*) температура начала образования нитрида титана по эвтектической реакции повышается, а количество образующихся кристаллизационных нитридов увеличивается. Отличительной особенностью стали K60 (рис. 1, *в*) является пониженное содержание Ti и поэтому более широкая область допустимых концентраций азота без выделения нитридов при кристаллизации ($\text{N} \geq 0,0045$ %) и более широкий, по сравнению с со сталями класса K65, интервал протекания перитектической реакции $L + \delta \rightarrow \text{TiN} + \gamma$, составляющий примерно 2 °С (против 0,5 °С для всех рассматриваемых в табл. 1 вариантов). В области температур ниже температуры солидуса оба сплава на рис. 1, *b* и *в* имеют трехфазную структуру $\delta + \gamma + \text{TiN}$, а ниже области δ двухфазную – $\gamma + \text{TiN}$, но выделение вторичных нитридов из твердого раствора происходит при более высокой температуре по сравнению со сталью на рис. 1, *a*. Необходимо отметить, что на практике это будут разные нитриды: крупные кристаллизационные и более мелкие вторичные, сосредоточенные по всему сечению сляба. Точно также и выделение сложных карбонитридов $\text{Nb}_3\text{Ti}(\text{NC})$ для сталей на рис. 1, *b* и *в* начинается при более высоких температурах (1140 – 1150 °С) по сравнению со сталью на рис. 1, *a*. Следует подчеркнуть, что при высокотемпературной обработке (при температуре ниже 1200 °С) независимо от времени ее проведения нитриды титана, образовавшиеся при кристаллизации и при температуре выше 1200 °С, не претерпевают превращений, соответственно не участвуют в формировании конечной структуры. Возможно они служат подложкой для части нитридов TiN , выделяющихся при разных температурах в твердом состоянии, в том числе сложных карбонитридов $\text{Nb}_3\text{Ti}(\text{NC})$, что усиливает отрицательное влияние кристаллизационных нитридов на свойства стали.

Была проведена оценка массовой доли нитрида титана TiN по окончании равновесной кристаллизации

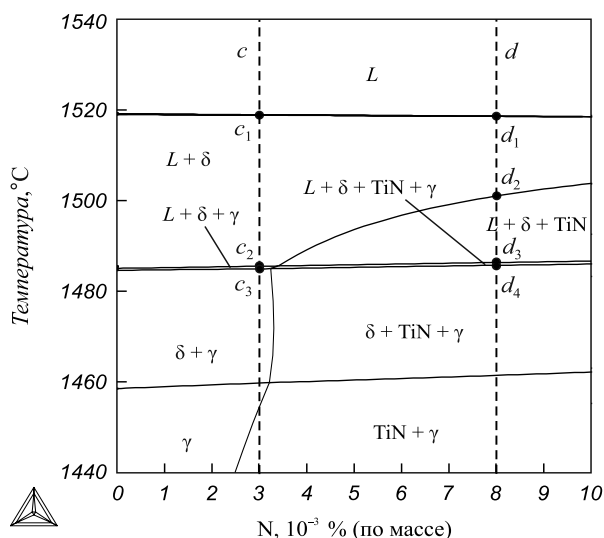


Рис. 2. Политермическое сечение диаграммы состояния системы $\text{Fe}-\text{C}-\text{Mn}-\text{Si}-\text{Cr}-\text{Ni}-\text{Cu}-\text{Mo}-\text{Ti}-\text{Nb}-\text{Al}-\text{N}$ для стали K65 производителя *C* с содержанием 0,02 % Ti

в рассматриваемых сталях. Из диаграмм (рис. 1 и 2) видно, что кристаллизация завершается при температуре 1485 – 1480 °С. В табл. 3 представлены массовые доли нитрида титана при температуре 1480 °С в изучаемых сталях. Видно, что при одинаковом содержании титана ($Ti = 0,021 \%$) увеличение содержания азота с 0,005 % (ордината *e*) до 0,007 % (ордината *g*) приводит к увеличению массовой доли нитрида титана примерно в 2 раза: с $TiN = 5,15 \cdot 10^{-5}$ до $TiN = 9,35 \cdot 10^{-5}$. В то же время при одинаковом содержании азота (0,007 %) при увеличении содержания титана с $Ti = 0,016 \%$ (сталь К60, ордината *h*) до $Ti = 0,021 \%$ (сталь К65, ордината *g*) массовая доля нитрида титана также увеличивается примерно в 2 раза: с $TiN = 4,12 \cdot 10^{-5}$ до $TiN = 9,35 \cdot 10^{-5}$.

Анализ политегермических сечений равновесных диаграмм состояния сталей типа К60 и К65 разных производителей показывает, что в стали производителя *C*, содержащей 0,01 % Ti и 0,003 % N, в равновесных условиях образование нитрида титана TiN из расплава невозможно даже при увеличении содержания азота до 0,007 % при неизменном содержании титана 0,01 % или увеличении содержания титана до 0,02 % при неизменном содержании азота 0,003 %. В сталях производителя *A*, класса К60 и К65, нитриды титана при равновесной кристаллизации образуются из жидкости по реакциям $L \rightarrow \delta + TiN$ и $L + \delta \rightarrow TiN + \gamma$ для всех реально получаемых вариантов содержания азота и титана.

Выше было отмечено, что при температурах окончания прокатки и охлаждения фактический фазовый состав значительно отличается от равновесного, представленного на рис. 1. Однако термодинамический стимул, так или иначе, проявляется и при неравновесных процессах. Из сравнения диаграмм на рис. 1 следует, что в сталях производителя *A* выделение сложных карбонитридов на практике будет начинаться при более высокой температуре, т.е. на более ранней стадии прокатки, чем у стали производителя *C*.

В реальных условиях кристаллизации непрерывной заготовки диффузионного выравнивания состава

фаз не происходит, жидкая фаза обогащается элементами, имеющими меньшую растворимость в твердом состоянии по сравнению с жидким. В частности растворимость азота в δ -фазе при кристаллизации значительно меньше, чем в жидкой стали. Поэтому в программе Thermo-Calc были рассчитаны кривые неравновесной кристаллизации по модели Петрова-Шейля для исследуемых сталей. Результаты расчета представлены на рис. 3 и в табл. 4, в которой показаны превращения и температурные интервалы их протекания.

Из табл. 4 видно, что при неравновесной кристаллизации стали производителя *C* к двум фазовым областям, которые металл проходит при равновесной кристаллизации ($L + \delta$; $L + \delta + \gamma$), добавляются две неравновесные ($L + \gamma$; $L + TiN + \gamma$). Температура начала образования нитрида титана TiN равна 1475 °С и значительно ниже температуры равновесного солидуса сплава, равного 1485,5 °С. Следует отметить, что даже при ультранизком содержании азота и оптимизированном содержании титана в стали производителя *C* в конце затвердевания (доля твердой фазы 0,97) возможно образование кристаллизационных нитридов титана.

При неравновесной кристаллизации сталей К60 и К65 производителя *A* к трем областям, которые проходят сплавы при равновесной кристаллизации, добавляется лишь одна неравновесная ($L + TiN + \gamma$). Выделение кристаллизационных нитридов начинается на более ранней стадии затвердевания по сравнению со сталью производителя *C* (0,85 доля твердой фазы, рис. 3, *б* и 0,80 – рис. 3, *в*). Отсюда следует ожидать, что в этом случае в структуре будет наблюдаться большее количество кристаллизационных нитридов титана и они будут распределены в более широкой области по сечению сляба и листа. Наибольшее влияние скорость охлаждения будет оказывать на степень неравновесности и структуру стали К60, так как она имеет самую низкую температуру неравновесного солидуса 1240 °С (см. рис. 3, *в*), в то время как у сталей К65 эта температура равна ~ 1315 °С (см. рис. 3, *а* и *б*).

Таблица 3

Массовые доли нитрида титана при температуре 1480 °С

Производитель	Класс стали	Ордината на диаграмме	Ti, % (по массе)	N, % (по массе)	Массовая доля TiN
<i>C</i>	К65	<i>a</i>	0,010	0,003	0
	К65	<i>b</i> *	0,010	0,008	$1,16 \cdot 10^{-5}$
	К65	<i>c</i> *	0,020	0,003	0
	К65	<i>d</i> *	0,020	0,008	$10,44 \cdot 10^{-5}$
<i>A</i>	К65	<i>e</i>	0,021	0,005	$5,15 \cdot 10^{-5}$
	К65	<i>f</i>	0,021	0,006	$7,40 \cdot 10^{-5}$
	К65	<i>g</i>	0,021	0,007	$9,35 \cdot 10^{-5}$
	К60	<i>h</i>	0,016	0,007	$4,12 \cdot 10^{-5}$

* Состав стали приводится как пример для расчета

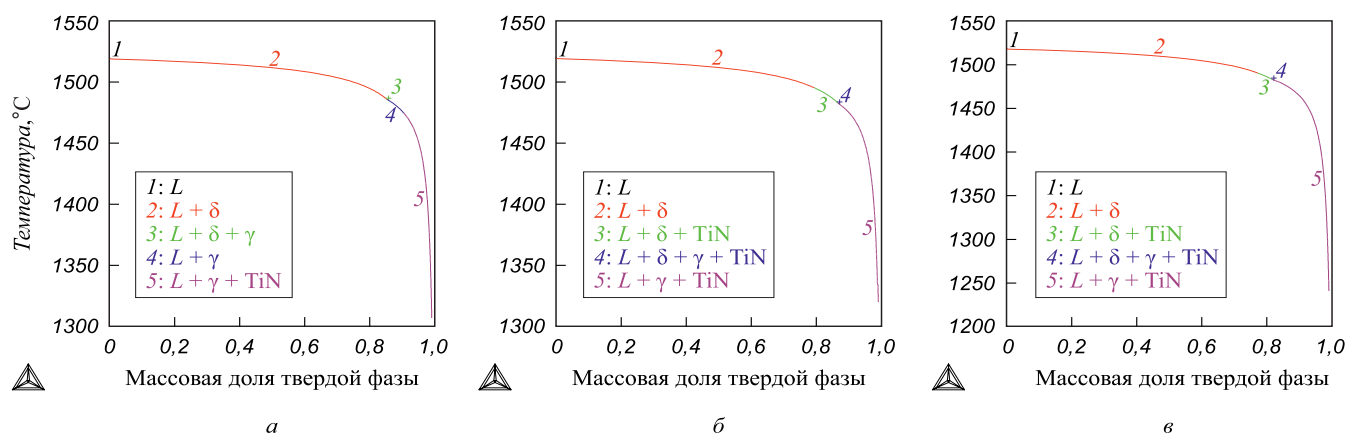


Рис. 3. Кривые неравновесной кристаллизации сталей К65:

a – производитель *C*, (ордината *a* на рис. 1, *a*); *б* – производитель *A* (ордината *e* на рис. 1, *б*); *в* – производитель *A* (сталь К60, ордината *h* на рис. 1, *в*)

Таблица 4

Превращения в сталях в условиях неравновесной кристаллизации

Сталь, производитель	N, % (по массе)	Ti, % (по массе)	Температурный интервал превращения, °C					
			$L + \delta$	$L + \delta + \gamma$	$L + \gamma$	$L + \delta + TiN$	$L + \delta + TiN + \gamma$	$L + TiN + \gamma$
К65, <i>C</i> (ордината <i>a</i> , рис. 1)	0,003	0,010	1519 – 1486	1486 – 1486	1486 – 1475	–	–	1475 – 1310
К65, <i>A</i> (ордината <i>e</i> , рис. 1)	0,005	0,021	1519 – 1495	–	–	1495 – 1483	1483 – 1483	1483 – 1320
К65, <i>A</i> (ордината <i>f</i> , рис. 1)	0,006	0,021	1519 – 1498	–	–	1498 – 1483	1483 – 1483	1483 – 1310
К65, <i>A</i> (ордината <i>g</i> , рис. 1)	0,007	0,021	1519 – 1500	–	–	1500 – 1483	1483 – 1483	1483 – 1310
К60, <i>A</i> (ордината <i>h</i> , рис. 1)	0,007	0,016	1518 – 1491	–	–	1491 – 1483	1483 – 1483	1483 – 1240

Металлографические исследования^{2*}

В рамках работы были проведены металлографические исследования на полированных и травленых микрошлифах, отобранных из металла листов и труб по толщине, в продольном (по длине листа) и поперечном (по ширине листа) направлениях, а также поверхности, параллельной поверхности листа вдоль оси трубы. Исследования выполнялись на оптических микроскопах LEICA DMI 5000 и OLIMPUS JX 51 (сталь К60 и К65 производителя *A* соответственно) при увеличении 200, 500 и 1000 крат, а также на растровом электронном микроскопе (сталь К65, производитель *C*).

Основное внимание уделяли включениям нитридов и карбонитридов. Результаты исследований в обобщенном виде представлены на рис. 4. Нитриды титана на шлифах имели вид золотисто-розовых кристаллов октаэдрической формы и, согласно определению [6], «включения непрозрачны, обладают металлическим блеском, при деформации не меняют своей формы». Как и следовало ожидать,

морфология выявленных включений и место их расположения в листах и стенках трубы полностью согласуются с приведенными выше термодинамическими расчетами.

Так, в стали К60 включения TiN располагаются главным образом в ликвационных полосах микроструктуры в виде отдельных частиц размером 5 мкм и более (рис. 4, *a*) или вытянутых в строчку в осевой зоне (рис. 4, *б*). Длина строчек достигает 160 мкм. Такие включения могли сформироваться только при наличии жидкой фазы, а их сегрегация в ликвационные полосы происходила преимущественно в условиях неравновесной кристаллизации при температуре до 1240 °C.

На всех без исключения шлифах стали К65 производителя *A* от трех труб выявлены те или иные разновидности встречающихся нитридов. Причем самые крупные включения (≥ 10 мкм) обнаружены в металле с максимальным содержанием азота (0,007 %). Морфология и расположение этих включений также predeterminedены диаграммой состояния на рис. 1, *б*. Здесь можно наблюдать наличие скоплений TiN (область длиной ~ 30 мкм, шириной ~ 20 мкм) в плоскости, параллельной поверхности листа и сложное включение на основе TiN размером ~ 8 мкм (рис. 4, *в*).

^{2*} В работе принимали участие: А.О. Струин, ОАО «РосНИТИ», Н.В. Лежнин, УрФУ, К. Папина, НИТУ «МИСиС».

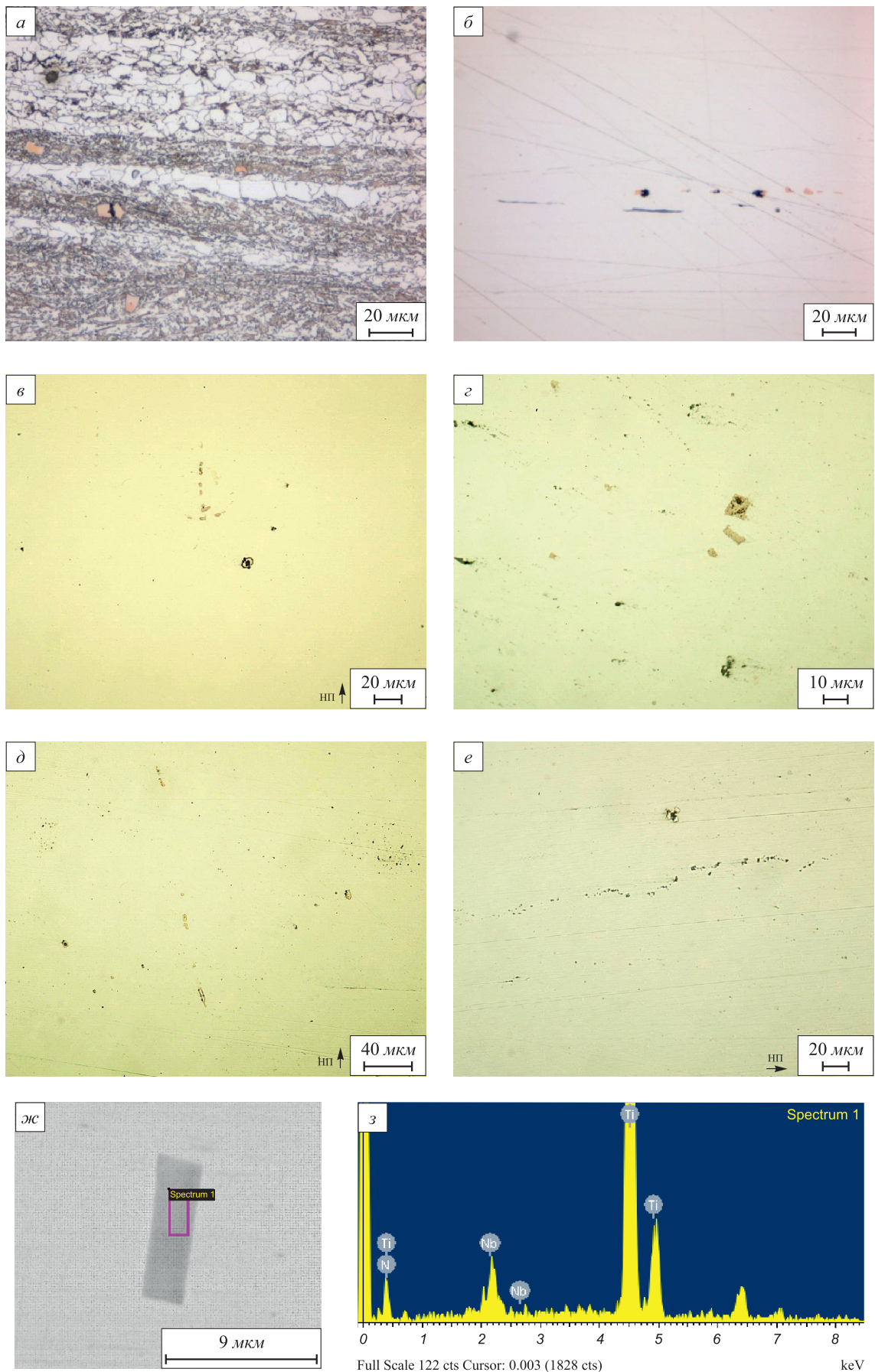


Рис. 4. Морфология и химический состав включений на основе нитрида титана в сталях К60 (а, б) и К65 (в – е) производителя А; частица карбонитрида и участок спектра с него в стали К65 (ж – з) производителя С (см. также приложение к статье на стр. 11)

Характерный пример выделения на шлифе нитридов разнообразной морфологии представлен на рис. 4, *г*. На одном поле можно увидеть крупное сложное включение на основе TiN размером ~ 10 мкм; рядом типичный нитрид в виде прямоугольника с длиной широкой грани также ~ 10 мкм; хаотично расположенные частицы TiN размером от 2 до 5 мкм; строчки мелких частиц длиной от 5 до 60 мкм.

Строчка крупных нитридов, вытянутых вдоль направления прокатки с размером отдельных частиц от 5 до 20 мкм представлена на рис. 4, *д*. Здесь же находятся единичные сложные частицы на основе TiN размером 1 – 5 мкм.

Характерная строчка оксидов с вкраплениями мелких нитридов представлена на рис. 4, *е*. На этом же поле можно видеть включение-конгломерат из частиц TiN и другого типа, а также рассеянные по всему полю мелкие включения TiN.

В стали K65 производителя *С* только после просмотра более 1000 полей в растровом электронном микроскопе обнаружили единичное включение прямоугольной формы размером длинной грани ~ 9 мкм (рис. 4, *ж*), аналогично включению на рис. 4, *г*. Включение сложное и состоит, по-видимому, из частиц TiN (основа) и Nb, Ti(NC) (рис. 4, *з*) (см. также рис. 1, *а*). Очевидно, что в данном случае имела место частично неравновесная кристаллизация с более высокой температурой солидуса, чем дает расчет по модели Петрова-Шейля.

Таким образом, по результатам этой части работы можно заключить, что в стали производителя *С* кристаллизационные нитриды практически отсутствуют. В металле производителя *А* первичные (кристаллизационные) и вторичные нитриды встречаются на всех шлифах во всех относительно прокатки направлениях. Размеры единичных включений ~ 10 мкм, вытянутых в строчку – до 160 мкм. Анализ химического состава стали K65 (табл. 1) позволяет ожидать, что аналогичная ситуация может создаваться и у производителя *В* как по типу, так и по количеству нитридных частиц. У поставщиков *Д* и *Е* опасность образования кристаллизационных нитридов ничтожно мала, как это видно на примере *С*.

Как показывает мировой опыт, в сталях X80 (K65) для гарантированного обеспечения качества труб поддерживается содержание азота не выше 30 – 40 ppm. Исходя из этого выбирается содержание Ti не выше 0,010 – 0,015 %, исключающее образование кристаллизационных и вторичных высокотемпературных нитридов титана, что соответствует произведению растворимости $[Ti, \%] \cdot [N, \%] \approx 4,5 \cdot 10^{-6}$.

Результаты последних исследований выявили следующее. Недеформируемые частицы нитридов нарушают ламинарность течения металла при прокатке, характерную для сталей данного класса. Это приводит к формированию вокруг них областей с повышенной плотностью дефектов. Как следствие, при фазовой перекристаллизации в этих областях формируется более мелкое зерно (рис. 5), что ведет к разнородности в структуре.

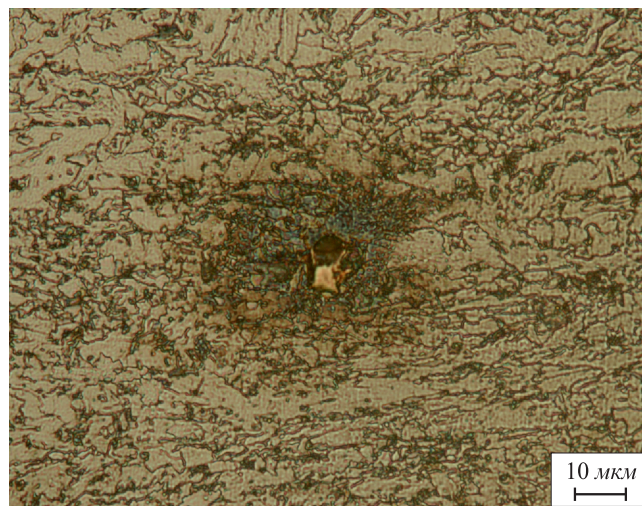


Рис. 5. Включение TiN в структуре стали K65

Данное обстоятельство заставляет с других позиций рассматривать роль нитридных частиц в формировании структуры и свойств трубных сталей и, соответственно, активизировать исследования в этом направлении.

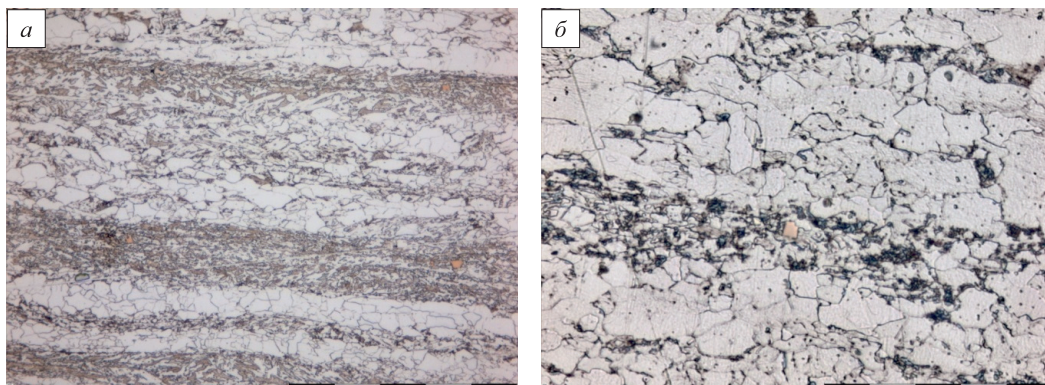
Выводы. В трубных сталях классов K60 и K65 азот является вредной примесью и его содержание должно быть уменьшено до технологически достижимого уровня, который для конвертерной стали составляет ~ 30 ppm. Превышение указанного уровня содержания азота при неоптимальном содержании титана неизбежно приводит к образованию в жидкой стали во время ее кристаллизации крупных нитридов титана, которые при дальнейшем охлаждении не могут раствориться в матрице и остаются в структуре, оказывая отрицательное влияние на свойства стали. Поэтому и содержание титана в этих сталях должно быть сбалансировано в соответствии с содержанием азота. Данное обстоятельство необходимо учитывать при разработке оптимизированных вариантов химического состава и, соответственно, анализе структуры штрипсовых сталей рассматриваемого сортамента. При решении этой задачи могут быть использованы результаты как предыдущих [1, 2, 5], так и настоящей работы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

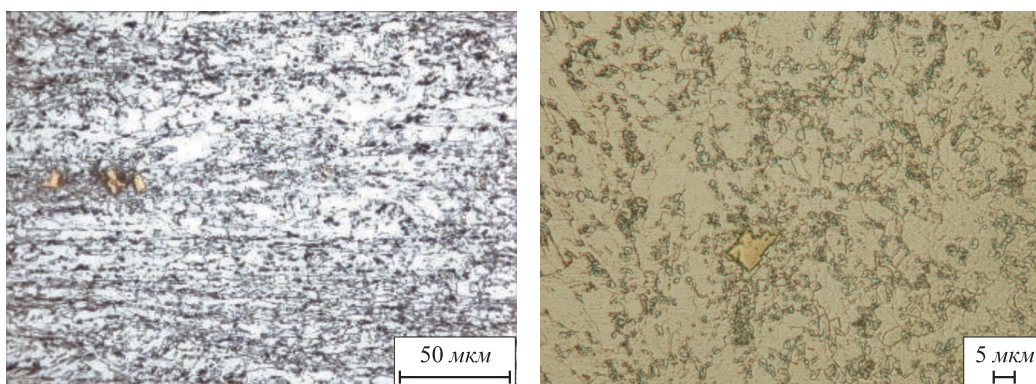
1. Глебов А.Г., Арабей А.Б., Луценко А.Н. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 5. С. 8 – 17.
2. Арабей А.Б., Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Глебов А.Г. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 1. С. 30 – 37.
3. Kim W., Jo J., Lee Ch. et al. // ISIJ International. 2008. Nr. 1. P. 17 – 22.
4. Ежов А.А., Глебов А.Г., Толкачев В.П. и др. // Производственно-технический бюллетень. 1981. № 12. С. 13 – 18.
5. Глебов А.Г., Киндоп В.Э., Свяжин А.Г., Арабей А.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 11. С. 18 – 23.
6. Виноград М.И., Громова Г.П. Включения в легированных сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1972. – 216 с.

Приложение

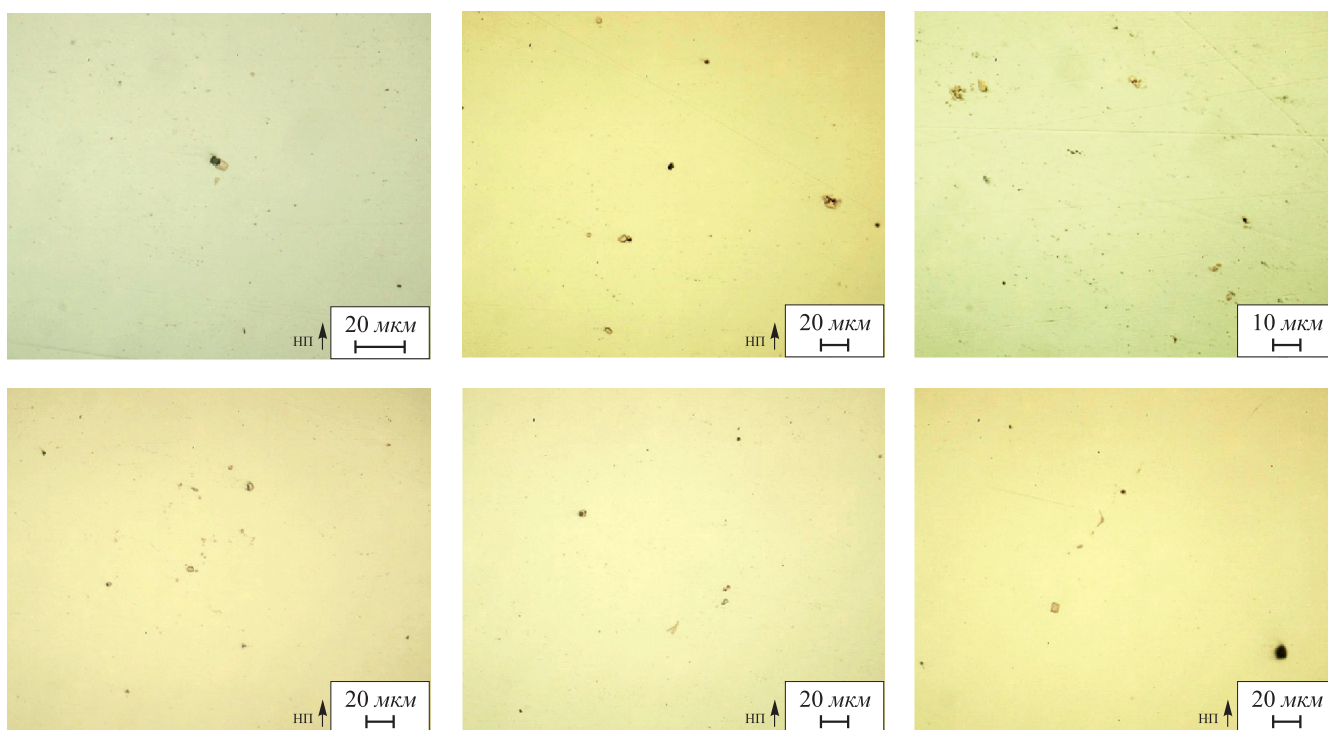
к статье А.Г. Глебова, А.Г. Свяжина, А.Б. Арабея и др. «Нитриды титана в трубной стали»
(дополнительные иллюстрации, выполненные при подготовке рукописи статьи)



Нитриды и карбонитриды в микроструктуре осевой зоны листа из стали К60:
а – продольный образец, (×500); б – поперечный образец, (×1000)



Нитриды титана в микроструктуре осевой зоны стенки трубы из стали К65 (продольное направление)



Нитриды титана и сложные включения на основе нитрида титана в осевой зоне стенки трубы из стали К65 (нетравленные шлифы)

*Н.В. Вдовыдченко, Л.Е. Дурова, А.Л. Петелин,
Ю.С. Юсфин, А.Я. Травянов*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

КИНЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ КОНЦЕНТРАЦИЙ МИКРОПРИМЕСЕЙ В ГАЗОВОЙ АТМОСФЕРЕ ШАХТЫ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ ПРИ УТИЛИЗАЦИИ ВТОРИЧНОГО СЫРЬЯ

Основной задачей, решаемой при утилизации вторичных материалов, является определение спектра химических соединений, образующихся в результате реакций утилизации, а также количества появляющихся веществ. На вопрос, какие образуются вещества, однозначный ответ дает термодинамика. Существуют различные способы термодинамических расчетов, пакеты вычислительных программ, которые позволяют определить все возможные соединения, которые должны образоваться в заданных условиях. Кроме того, термодинамика позволяет найти, какие количества каждого из этих веществ должны существовать в условиях полного равновесия, т.е. когда все вещества имеют возможность контакта друг с другом в течение неограниченного времени. Если же время процесса (процесса утилизации) ограничено, как это всегда бывает при использовании реальных технологий, количество продуктов происходящих реакций зависит не только от термодинамических условий, но и от скоростей происходящих процессов. Ограниченное время пребывания исходных веществ в зоне прохождения реакций может не позволить установиться равновесному состоянию.

Рассмотрим задачу, которая возникает при исследовании возможностей утилизации хлорсодержащего пестицида дихлордифенилтрихлорэтан (ДДТ) в доменных печах. Термодинамическое моделирование процессов утилизации ДДТ выполнено в работе [1]. Оно показало, что при вдувании 1 моля ДДТ на 1 т чугуна через фурмы доменной печи в результате различных химических процессов образуются газообразные соединения хлора – HCl и хлориды щелочных металлов (K и Na) в количестве 2,78 моль/т (HCl) и 2,22 моль/т (хлориды щелочных металлов – $[Me_{щ}]$). Термодинамические расчеты свидетельствуют, что при прохождении этих газов через шахту доменной печи при достижении горизонтов с температурой ниже 1100 °С хлорид водорода становится неустойчивым, и весь хлор должен содержаться в хлоридах калия и натрия. Это термодинамически оправдано, так как общее содержание соединений щелочных металлов в доменной печи составляет 81 моль/т, что избыточно по отношению к количеству

поступающего при утилизации хлора (5 моль/т). Полученный вывод принципиально важен, так как он показывает, какие соединения хлора могут поступать в зону очистки при утилизации ДДТ, что позволяет производить оценку экологической опасности этого процесса. Однако прохождение газов через шахту происходит быстро, и данных о равновесном термодинамическом анализе недостаточно для определения конечного количественного состава хлорсодержащей газовой фазы. Часть молекул HCl может не успеть прореагировать со щелочесодержащими молекулами.

В данном случае, кроме термодинамики, следует учитывать кинетику процессов превращений $HCl \rightarrow Me_{щ}Cl$. Скорость процессов взаимодействия молекул (кинетики), которая определяет концентрации образующихся веществ в условиях ограниченного времени, зависит от нескольких факторов: во-первых, от кинетики химического взаимодействия компонентов, во-вторых, от вероятности столкновения реагирующих молекул друг с другом. Кинетика химического взаимодействия зависит от того, насколько велика вероятность реакции реагирующих молекул при однократном столкновении или, что тоже самое, какая часть взаимодействующих молекул испытывает превращение в единицу времени. Это чисто химический фактор, его значение определяют опытным путем. Характеристикой при этом является константа скорости данной реакции.

Для получения оценочного решения предложенной задачи будем считать, что химическая кинетика не лимитирует скорость процесса т.е. предположим, что при однократном столкновении молекул химическая реакция между ними обязательно происходит. Тогда скорость процесса будет определяться только частотой столкновения молекул (при условии, что процесс, как в рассматриваемом случае, термодинамически разрешен).

Когда количества веществ, испытывающих превращения, малы по сравнению с общей массой системы, а объем пространства реакционной зоны велик (как, например, в доменной печи), то реагирующие молекулы находятся в непосредственном контакте не постоянно и не все время их нахождения в реакционной зоне

происходят столкновения этих молекул. Следовательно в состоянии реагирования находится только часть (некоторая доля) всех молекул реагирующих веществ. Как велика эта доля, можно определить путем расчета вероятности столкновения реагирующих молекул. Получить количественное решение можно для реакций в идеальном газе при заданных температуре T и давлении p , т.е. в условиях, соответствующих рассматриваемой задаче.

Для проведения расчета вероятности (частоты) столкновений молекул хлористого водорода и молекул, содержащих щелочные металлы, примем ориентировочные значения термодинамических параметров в реакционной зоне: $T = 1100$ °С, $p = 4$ атм.

Число столкновений HCl и молекул, содержащих щелочные металлы, за все время пребывания их в реакционной зоне n , равно произведению вероятности встречи этих молекул в объеме газа, проходящего через шахту доменной печи P и числа столкновений одной молекулы со всеми остальными молекулами в реакционной зоне за время ее пребывания в доменной печи v :

$$n = Pv. \quad (1)$$

Число столкновений v можно определить по формуле

$$v = \frac{\tau}{t_{\text{ст}}}, \quad (2)$$

где τ – время пребывания газа в доменной печи, $t_{\text{ст}}$ – время одного столкновения молекулы (время между двумя последовательными столкновениями одной молекулы газа).

Величина τ определяется по формуле Райса [2]

$$\tau = 0,36 \frac{86\,400V_0}{V_r K}, \quad (3)$$

где V_0 – объем печи от уровня засыпи до горизонта фурм, для печи объемом 2700 м^3 равен около 3315 м^3 ; V_r – выход газа на 1 т чугуна, составляет $1800 \text{ м}^3/\text{т}$; K – количество чугуна, выплавленного за 1 сут, около 7043 т . Подставляя значения обозначенных величин в уравнение (3), получим $\tau = 8,13 \text{ с}$.

Для расчета $t_{\text{ст}}$ следует использовать соотношение

$$t_{\text{ст}} = \frac{\lambda}{\bar{v}}, \quad (4)$$

где λ – длина свободного пробега молекулы; \bar{v} – средняя скорость молекул в заданных условиях. Длина свободного пробега определяется выражением [3]

$$\lambda = \frac{1}{\sqrt{2}\pi\sigma^2 N}, \quad (5)$$

где σ – эффективный диаметр молекулы, примем, что он равен для заданных условий $0,22 \text{ нм}$ [3]; N – число

молекул газа в единице объема при заданных термодинамических условиях, которое определяется уравнением состояния идеального газа

$$N = \frac{pN_A}{RT} = \frac{4 \cdot 10^5 \cdot 6,02 \cdot 10^{23}}{8,31 \cdot 1373} = 2,11 \cdot 10^{25}, \quad (6)$$

где N_A – число Авогадро.

Подставляя значения N и σ в формулу (5), получим $\lambda = 2,21 \cdot 10^{-7} \text{ м}$.

Средняя скорость газовых молекул при температуре 1100 °С [3] равна

$$\bar{v} = \sqrt{\frac{8RT}{\pi M}} = \sqrt{\frac{8 \cdot 8,31 \cdot 1373}{3,14 \cdot 36,5 \cdot 10^{-3}}} = 892 \text{ м/с}, \quad (7)$$

где M – молекулярная масса молекулы HCl .

В итоге из уравнения (4) получим для времени первого столкновения значение $t_{\text{ст}} = 2,5 \cdot 10^{-10} \text{ с}$. Далее число столкновений [уравнение (2)] оказывается равным $v = 3,3 \cdot 10^{10}$.

Вероятность столкновения P определяется произведением концентраций (в мольных долях) в доменном газе X_{HCl} – молекул HCl и $X_{[\text{Me}_n]}$ – молекул соединений, включающих в свой состав щелочные металлы

$$P = X_{\text{HCl}} X_{[\text{Me}_n]}. \quad (8)$$

В рассматриваемой задаче, исходя из данных термодинамического расчета $X_{\text{HCl}} = 4,4 \cdot 10^{-5}$; $X_{[\text{Me}_n]} = 1,3 \cdot 10^{-3}$, поэтому $P = 5,7 \cdot 10^{-8}$.

Итоговое значение числа столкновений хлорсодержащих молекул при рассчитанных значениях P и v составляет $n = 1880$ [уравнение (1)]. Таким образом, за время пребывания в шахте каждая молекула HCl может столкнуться с молекулами, содержащими калий и натрий, почти две тысячи раз. Следовательно все количество HCl , образовавшееся при разложении ДДТ в фурменной зоне доменной печи, при проходе через шахту к зоне очистки на 100% переходит в хлориды щелочных металлов, как это показал термодинамический расчет, даже если акт химического взаимодействия происходит только после почти 2000 столкновений молекул, участвующих в реакции.

Предложенная последовательность расчетов может быть использована и в других случаях для оценки поведения микропримесных элементов в газовой фазе, которые поступают в металлургический агрегат при утилизации отходов, при условиях:

– процесс образования газообразных (летучих) веществ, исследование поведения которых требуется провести, термодинамически устойчив [изменение энергии Гиббса в этом процессе имеет большое отрицательное значение (несколько сотен кДж/моль)];

– химическая кинетика не лимитирует скорость процесса;

– известны термодинамические параметры системы (температура, давление, концентрации исходных веществ).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вдовыдченко Н.В., Дурова Л.Е., Петелин А.Л. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 5. С. 3 – 7.

2. Вегман Е.Ф. Краткий справочник доменщика – М.: Металлургия, 1981, – 240 с.

3. Савельев И.В. Курс физики. В 3-х томах. Т. 1. Механика. Молекулярная физика. – М.: Наука, 1989. – 352 с.

© 2012 г. *Н.В. Вдовыдченко, Л.Е. Дурова, А.Л. Петелин, Ю.С. Юсфин, А.Я. Травянов*
Поступила 19 марта 2012 г.

**В.Я. Дашевский, Ю.С. Юсфин, А.А. Александров,
Г.С. Подгородецкий, В.И. Губанов**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЕ РАСПЛАВА МАРГАНЦА

Марганец в современной технике широко используют при выплавке сталей и сплавов (главным образом в виде ферромарганца и ферросиликомарганца) как в качестве элемента-раскислителя, так и легирующего элемента; марганец также является основой ряда сплавов [1]. Основную массу ферромарганца выплавляют углеродотермическим методом, восстанавливая марганец из оксидов углеродом. Поэтому в таком сплаве, называемом высокоуглеродистый ферромарганец, содержание углерода (6 – 7 %), как правило, близко к пределу растворимости. Для получения целого ряда сталей и сплавов и для некоторых других целей необходим ферромарганец с пониженным содержанием углерода, так называемый средне- и низкоуглеродистый ферромарганец. Такой ферромарганец в настоящее время получают, восстанавливая марганец из оксидов, содержащихся в марганцевой руде, кремнием ферросиликомарганца [1].

В период создания отечественной металлургии ферросплавов по аналогии с процессом обезуглероживания расплавов железа был опробован процесс получения ферромарганца с пониженным содержанием углерода путем рафинирования высокоуглеродистого ферромарганца от углерода кислородом оксидов марганца, содержащихся в марганцевой руде [2]. В дуговой электрической печи сталеплавильного типа расплавляли высокоуглеродистый ферромарганец в смеси с марганцевой рудой. Расплав выдерживали в печи, контролируя процесс по содержанию углерода в отбираемых пробах. По достижению содержания углерода в металле 2,5 – 3 % выпускали из печи металл и шлак. Длительность процесса плавки составляла 6 – 10 ч. Процесс не получил практического развития из-за значительных потерь марганца с улетом и отвальным шлаком (до 30 %), а также в связи с высоким расходом электроэнергии на процесс рафинирования – до 6000 кВт·ч на 1 т среднеуглеродистого ферромарганца.

Однако простота химизма процесса – рафинирование расплава ферромарганца от углерода кислородом марганцевой руды и тот факт, что на предприятиях, где выплавляют только высокоуглеродистый ферромарганец и нет производства ферросиликомарганца возможно организовать получение среднеуглеродистого ферромарганца данным процессом, послужили стимулом к дальнейшему изучению этого процесса.

Как отмечено выше, в жидком марганце углерод растворяется в значительном количестве. Температурная зависимость насыщенного содержания углерода в жидком марганце может быть описана уравнением [3]

$$\lg X_{C_{\text{нас}}} = -\frac{314,61}{T} - 0,373,$$

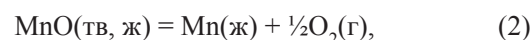
где $X_{C_{\text{нас}}}$ – мольная доля углерода в расплаве. При температуре 1773 К растворимость углерода в жидком марганце составляет 7,892 %, а при 1873 К – 8,116 %.

Реакция взаимодействия углерода, растворенного в жидком марганце, с оксидом марганца



$$K_{(1)} = \frac{P_{\text{CO}}}{[0\%C]f_c}$$

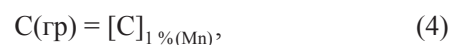
может быть представлена как сумма реакций:



$$\Delta G_{(2)}^\circ = 406\,873 - 88,05T, \text{ Дж/моль [4];}$$



$$\Delta G_{(3)}^\circ = -114\,593 - 86,12T, \text{ Дж/моль [4];}$$



$$\Delta G_{(4)}^\circ = RT \ln \left(\frac{\gamma_{\text{C}(\text{Mn})}^\circ M_{\text{Mn}}}{M_{\text{C}} 100} \right), \text{ Дж/моль.}$$

Значение коэффициента активности при бесконечном разбавлении $\gamma_{\text{C}(\text{Mn})}^\circ$ экспериментально определено в ряде работ, полученные значения приведены ниже:

$T, \text{ К}$	1673	1873	1628	1873	1628	1628 – 1773
$\gamma_{\text{C}(\text{Mn})}^\circ$	0,384	0,414	0,151	0,340	0,749	0,266 – 0,304
Источник	[5]	[6]	[7]	[8]	[9]	[10]

Анализ приведенных данных показывает, что наиболее хорошо согласуются между собой результаты работ [6 – 8, 10], по которым рассчитано уравнение темпера-

турной зависимости величины коэффициента активности $\gamma_{C(Mn)}^\circ$

$$\gamma_{C(Mn)}^\circ = -0,853 + 6,531 \cdot 10^{-4}T. \quad (5)$$

Используя полученные по уравнению (5) значения $\gamma_{C(Mn)}^\circ$, рассчитана энергия Гиббса реакции (4), а затем реакции (1) в широком интервале температур (1600 – 2100 К):

T, К	1600	1700	1800	1900	2000	2100
$\Delta G_{(4)}^\circ$, Дж/моль	-63 007	-62 823	-63 097	-63 705	-64 481	-65 364
$\Delta G_{(1)}^\circ$, Дж/моль	76 615	59 014	41 871	25 062	8421	-8113

Как видно из приведенных данных, реакция (1) получает заметное развитие только при температуре выше 1800 °С. Результаты расчета относятся к случаю, когда содержание углерода в расплаве марганца составляет 1 %. Промышленный высокоуглеродистый ферромарганец содержит, как правило, ~6,5 % С и более. Значение коэффициента $\gamma_{C(Mn)}^\circ$ при содержании углерода 6,5 % и температуре 1873 К составляет 2,5 [8], откуда $\Delta G_{(4)}^\circ = -33 779$ Дж/моль, а $\Delta G_{(1)}^\circ = -161,41$ Дж/моль. Следовательно, реакция взаимодействия углерода, содержащегося в высокоуглеродистом ферромарганце, с оксидом марганца может получить заметное развитие уже при температуре 1600 °С, а содержание углерода 2 % может быть достигнуто при температуре порядка 1750 °С. Полученные результаты хорошо согласуются с данными теоретического анализа процесса рафинирования высокоуглеродистого ферромарганца от углерода оксидом марганца [11].

Исходя из результатов проведенного термодинамического анализа, экспериментально исследован процесс

взаимодействия углерода, содержащегося в высокоуглеродистом ферромарганце, с кислородом оксидов марганца, содержащихся в марганцевой руде. Опыты проводили в печи с индукционным нагревом, питаемой от высокочастотного генератора мощностью 10 кВ·А. В качестве шихты использовали измельченные высокоуглеродистый ферромарганец (78,54 % Mn; 13,1 % Fe; 6,46 % С; 1,5 % Si; 0,01 % S; 0,12 % P), электролитический металлический марганец (99,8 % Mn; 0,04 % С; 0,02 % S; 0,003 % P) и австралийскую марганцевую руду (48 % Mn; 15 % SiO₂; 0,5 % Al₂O₃; 2,95 % Fe; 2 % CaO; 0,05 % P). Масса металлической части шихты составляла 200 – 250 г. Плавки проводили при температурах 1650 – 1750 °С в тиглях из Al₂O₃. Температуру замеряли термопарой Pt–6 %Rh/Pt–30 %Rh.

После расплавления металла и достижения заданной температуры отбирали пробу и вводили последовательно добавки марганцевой руды (~5 г). Отбор проб и введение добавок повторялись через каждые 5 мин на протяжении всего эксперимента. За каждую плавку отбирали 8 – 12 проб. Поскольку в течение одного эксперимента снизить содержание углерода с 6,5 до 2 % не представлялось возможным, процесс вели поэтапно. В первых двух экспериментах металлическая часть шихты состояла только из высокоуглеродистого ферромарганца. Для последующих экспериментов составляли металлическую часть шихты из смеси высокоуглеродистого ферромарганца и электролитического марганца из расчета получения содержания углерода в смеси, близкого к анализу конечного металла предыдущей плавки. Анализ проб металла на содержание углерода проводили на газоанализаторе фирмы Лесо, модель CS-400. Результаты экспериментов по обезуглероживанию высокоуглеродистого ферромарганца приведены в таблице и на рис. 1.

Проведенные эксперименты по обработке расплава высокоуглеродистого ферромарганца марганцевой ру-

Экспериментальные данные по обезуглероживанию высокоуглеродистого ферромарганца

Номер пробы	Содержание углерода, %						
	плавка 1	плавка 2	плавка 3	плавка 4	плавка 5	плавка 6	плавка 7
1	6,36	6,46	5,448	4,26	4,181	2,809	2,385
2	6,26	6,38	5,448	4,28	4,141	2,825	2,381
3	6,16	6,22	5,446	4,20	4,133	2,778	2,372
4	6,10	6,12	5,437	4,17	4,138	2,746	2,299
5	6,12	6,04	5,375	4,02	4,123	2,737	2,302
6	5,95	5,83	5,319	3,95	4,072	2,731	2,272
7	5,99	5,79	5,339	3,82	4,029	2,710	2,235
8	5,73	5,67	5,394	3,77	3,967	2,692	2,229
9	5,67	5,60	5,349	3,80	3,807	2,684	–
10	–	–	5,330	3,73	3,733	2,664	–
11	–	–	–	–	–	2,620	–
12	–	–	–	–	–	2,567	–

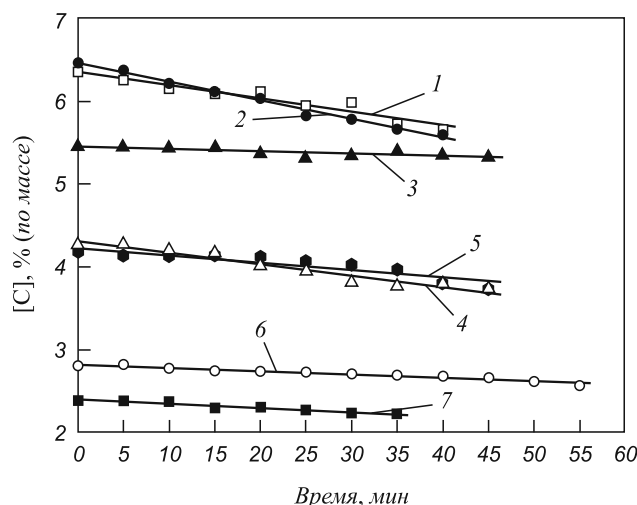
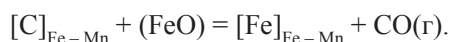
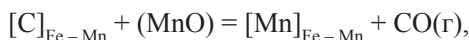


Рис. 1. Зависимость содержания углерода в металле от времени взаимодействия с рудой: 1 – 7 – номера плавков

дой, содержащей оксиды марганца и железа, показали, что при температурах 1650 – 1750 °С идет взаимодействие углерода расплавленного металла с кислородом оксидов марганца и железа по реакциям:



В исследованном интервале температур наблюдается снижение содержания углерода. Следует заметить, что более активно обезуглероживание протекало в плавках с более высокими начальными содержаниями углерода (плавки 1 – 5), тогда как в плавках с начальным содержанием углерода менее 3 % (плавки 6 и 7) обезуглероживание проходило менее активно. Это обусловлено тем, что для интенсификации процесса обезуглероживания при таких содержаниях углерода, по всей видимости, необходима более высокая температура, чем 1750 °С.

Эксперименты подтвердили, что путем рафинирования высокоуглеродистого ферромарганца от углерода кислородом оксидов марганца и железа, содержащихся в марганцевой руде, возможно получение ферромарганца с содержанием углерода 2 – 2,5 %.

На основании проведенного исследования разработан способ получения среднеуглеродистого ферромарганца, который защищен патентом РФ [12]. Способ заключается в следующем. В дуговой электрической печи расплавляют рудно-известковую смесь, составляющими которой являются марганецсодержащее сырье и известь. В зависимости от содержания оксидов кальция (CaO) и кремния (SiO₂) в марганцевом сырье в шихту к марганецсодержащему сырью добавляют известь в таком количестве, чтобы основность (CaO/SiO₂) рудно-известкового расплава составляла 1,0 – 1,4.

В процессе расплавления шихты не происходит потерь марганца путем испарения, поскольку марганец, содержащийся в рудно-известковом расплаве, связан в оксид MnO. Рудно-известковый расплав нагревают до температуры 1700 – 1800 °С, после чего в электропечь заливают расплавленный высокоуглеродистый ферромарганец. Расплавленный высокоуглеродистый ферромарганец к дуговой электропечи, в которой находится рудно-известковый расплав, подают в ковше. Для сокращения потерь марганца дуговую электропечь, в которой происходит смешение расплавов, рациональнее всего располагать вблизи с доменной (или рудно-термической) печью, в которой выплавляют высокоуглеродистый ферромарганец. Соотношение в шихте массы марганцевого сырья и массы высокоуглеродистого ферромарганца может составлять от 0,5 до 1,5 в зависимости от состава марганцевой руды и ферромарганца.

В результате взаимодействия кислорода оксидов марганца и железа, содержащихся в марганцевом сырье, с углеродом высокоуглеродистого ферромарганца идет процесс обезуглероживания. Расплавы ферромарганца и рудно-известковой смеси выдерживают в печи при температуре 1700 – 1800 °С до достижения требуемого содержания углерода, которое в среднеуглеродистом ферромарганце в соответствии со стандартами (ГОСТ 4755-91; ISO 5446-80) должно быть не более 2 %. Содержание углерода в ферромарганце определяют анализом отбираемых проб.

Поскольку процесс взаимодействия углерода с оксидом марганца замедляется по мере снижения содержания углерода в металле, то при выбранном соотношении масс высокоуглеродистого ферромарганца и рудно-известковой смеси (в зависимости от содержания в руде оксида марганца) требуемое содержание углерода в металле достигается при сравнительно высоком содержании оксида марганца в образовавшемся шлаке (до 20 % MnO и более). Этот шлак является передельным продуктом, его используют в качестве компонента шихты при выплавке высокоуглеродистого ферромарганца.

После достижения требуемого содержания углерода в ферромарганце расплавы металла и образовавшегося шлака совместно выпускают в ковш, а затем разливают по отдельности в изложницы. Принципиальная схема данного способа приведена на рис. 2.

Расход электроэнергии в данном процессе складывается из затрат на расплавление рудно-известковой смеси и на поддержание смеси расплавов при требуемой температуре в процессе рафинирования высокоуглеродистого ферромарганца от углерода кислородом оксидов марганца и железа, содержащихся в марганцевом сырье. Удельный расход электроэнергии составит порядка 3500 – 4000 кВт·ч на 1 т среднеуглеродистого ферромарганца. В этом процессе практически отсутствуют потери марганца, поскольку конечный шлак является передельным продуктом, а также нет потерь марганца

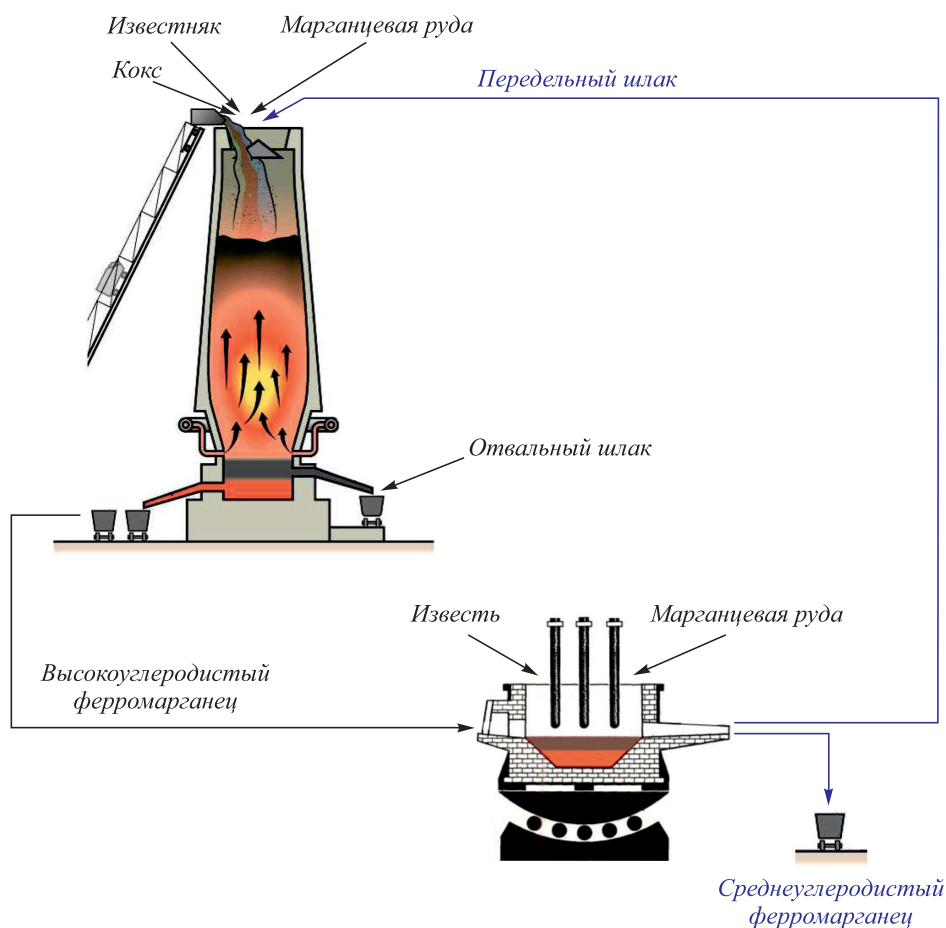


Рис. 2. Схема способа получения среднеуглеродистого ферромарганца

испарением, так как расплавленный ферромарганец закрыт жидким рудно-известковым расплавом. Извлечение марганца в этом процессе составляет 95 – 97 % (с учетом неизбежных потерь при транспортировке жидкого высокоуглеродистого ферромарганца к электропечи, его заливке в дуговую электропечь, разливке ферромарганца и шлака, их дроблении).

Для ускорения процесса обезуглероживания расплавы ферромарганца и рудно-известковой смеси можно периодически совместно выпускать из печи в ковш и заливать их обратно в печь, что ускоряет процесс.

Выводы. В результате проведенного термодинамического анализа показано, что процесс взаимодействия углерода, растворенного в жидком марганце, с кислородом оксида марганца может получить заметное развитие при температурах 1600 – 1800 °С в зависимости от содержания углерода.

Экспериментально подтверждена возможность получения ферромарганца с содержанием углерода 2 – 2,5 % путем рафинирования высокоуглеродистого ферромарганца от углерода кислородом оксидов марганца и железа, содержащихся в марганцевой руде.

На основании проведенного исследования разработан новый способ получения среднеуглеродистого ферромарганца, защищенный патентом РФ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гасик М.И. Марганец. – М.: Металлургия, 1992. – 608 с.
2. Боголюбов В.А. Обезуглероживание ферромарганца в электропечи. – М.: Госмашметиздат, 1933. – 27 с.
3. Дашевский В.Я., Кацнельсон А.М., Макарова Н.Н., Кашин В.И. // Докл. АН. 1995. Т. 345. № 1. С. 75 – 78.
4. Куликов И.С. Раскисление металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
5. Такака А. // J. Japan. Inst. Met. 1977. Vol. 41. No. 6. P. 601.
6. Lee Y.E., Downing J.H. // Can. Metall. Q. 1980. Vol. 19. No. 3. P. 315.
7. Edström J.O., Liu X. Dephosphorization of Ferromanganese Melts. Part 1. Theoretical considerations, China-Sweden Symp., Stockholm, Sweden. 1992. May. P. 15.
8. Katsnelson A.M., Dashevskiy V.Ya., Kashin V.I. // Steel Research. 1993. Vol. 64. No. 4. P. 197 – 202.
9. Katsnelson A., Tsukihashi F., Sano N. // ISIJ International. 1993. Vol. 33. No. 10. P. 1045 – 1048.
10. Lee Y.E. // ISIJ International. 2003. Vol. 43. No. 2. P. 144 – 152.
11. Крамаров А. Д. Электрометаллургия ферросплавов. – М.-Л.: ОНТИ НКТП, 1936. – 312 с.
12. Пат. 2428499 РФ. Способ получения среднеуглеродистого ферромарганца / Дашевский В.Я., Юсфин Ю.С., Александров А.А. и др. Изобретения. Полезные модели. 2011. № 25.

© 2012 г. В.Я. Дашевский, Ю.С. Юсфин,
А.А. Александров, Г.С. Подгородецкий,
В.И. Губанов

Поступила 16 мая 2012 г.

В.В. Курносов, И.А. Левицкий

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРЕВА ЗАГОТОВОК С ПЕРЕМЕННЫМИ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ И ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА, СООТВЕТСТВУЮЩЕГО ЗАДАННОМУ ГРАФИКУ НАГРЕВА¹

При инженерных расчетах нагрева металла в нагревательных и термических печах обычно использовались таблицы экспериментальных значений удельной теплоемкости металла, усредненных по интервалу температур от некоторого стандартного значения T_0 (обычно 50 °С) до данной температуры T . Это было удобно для ручных расчетов, имеющих оценочный балансовый характер для всего процесса нагрева. С развитием вычислительной техники все чаще для расчета нагрева металла применяется метод конечных разностей, в рамках которого весь исследуемый период нагрева разбивается на последовательность относительно небольших интервалов – шагов по времени (при этом на каждом шаге по времени возможно уточнение теплофизических характеристик). Для таких расчетов удобнее пользоваться таблицами, содержащими значения истинной теплоемкости (т.е. при данной температуре) или средние значения по относительно небольшим интервалам температур (50 – 100 °С).

В принципе, имея достаточно подробные таблицы средних значений для интервалов от T_0 до T , нетрудно получить значения, средние по любому более короткому интервалу $[T_1; T_2]$

$$\bar{c}_{T_1}^{T_2} = \frac{\bar{c}_{T_0}^{T_2} (T_2 - T_0) - \bar{c}_{T_0}^{T_1} (T_1 - T_0)}{T_2 - T_1}, \quad (1)$$

поэтому достаточно иметь правильное представление о том, какие именно значения теплоемкости должны фигурировать в данном расчете.

Однако в некоторых литературных источниках приведены таблицы зависимости удельной теплоемкости материала от температуры без четкого указания на то, какие именно значения (средние по интервалу $[T_0; T]$, средние по некоторой окрестности данной температуры T или истинные, соответствующие температуре T) содержатся в данной таблице. В то же время для ряда материалов в достаточно узких температурных интервалах проходят фазовые превращения, сопро-

вождающиеся тепловыми эффектами. При экспериментальном определении удельной теплоемкости эти тепловые эффекты проявляются в виде достаточно сильных локальных изменений кажущейся удельной теплоемкости материала, дающих, однако, небольшой вклад в средние значения для больших температурных интервалов. Для таких материалов замена истинных значений средними (при расчетах с малыми шагами по времени) может привести к очень большой расчетной погрешности.

На рис. 1 сопоставлены значения удельной теплоемкости, усредненной по 50-градусным температурным интервалам, и средней по интервалу от 50 °С до данной температуры для стали 08кп (по данным работы [1]). Видно, что особенности кривой, соответствующей локальным значениям теплоемкости, слабо отражаются на кривой для среднего значения, а сами кривые существенно различаются.

В технологических инструкциях процесса термической обработки стальных заготовок обычно задается режим в виде последовательности периодов регулируемого (т.е. с заданной скоростью) нагрева и выдержек при заданной температуре. Управление процессом производится по показаниям технологических термопар, установленных в рабочем пространстве печи вблизи поверхности нагреваемого металла; подразумевается, что примерно такой же температурно-временной график реализуется на поверхности металла.

Однако для термически массивных заготовок не существует однозначной связи между температурой

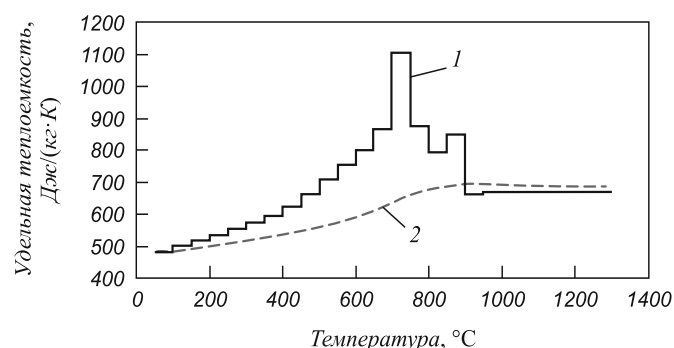


Рис. 1. Сопоставление среднего (2) и локального (1) значений удельной теплоемкости для стали 08кп

¹ Работа выполнена в рамках гранта «Создание сквозной энергосберегающей технологии термообработки ответственных изделий атомной энергетики на основе энергоэффективного оборудования» по Постановлению правительства РФ № 218 от 09.04.2010.

поверхности и температурами внутренних точек; пригодность того или иного режима к заготовкам данного размера и конкретной марки стали является эмпирическим фактом. Наличие тепловых эффектов фазовых превращений может существенно отразиться на температурном поле заготовок.

В данной работе рассматриваются результаты расчетов нагрева цилиндрических заготовок из стали 08кп (первоначально равномерно прогретых до температуры 600 °С) по режиму, предусматривающему регулируемый нагрев до 1200 °С со скоростью 100 °С/ч с последующей выдержкой при этой температуре.

Математической моделью процесса нагрева заготовок является одномерная нестационарная задача теплопроводности в бесконечном сплошном цилиндре радиусом R с переменными теплофизическими свойствами (λ, ρ, c), описываемая нелинейным уравнением теплопроводности (2), однородным начальным условием (3), граничным условием второго рода (4) на поверхности и условием симметрии на оси цилиндра (5):

$$c(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda(T)r\frac{\partial T}{\partial r}\right), \quad 0 < r < R; \quad (2)$$

$$T(r, 0) = T_n; \quad (3)$$

$$\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=R} = q_w(t); \quad (4)$$

$$\frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=0} = 0. \quad (5)$$

Численное решение описанной задачи осуществляли методом конечных разностей, разностные аналоги для уравнения теплопроводности и краевых условий получали методом баланса, применяя разностную Кранка–Николсона [2].

Особенностью постановки задачи является тот факт, что переменная во времени плотность теплового потока $q_w(t)$, задаваемая в качестве граничного условия на поверхности, должна обеспечивать требуемый гра-

фик нагрева по поверхности заготовки. Необходимую связь между задаваемой температурой поверхности, соответствующей графику нагрева, и плотностью теплового потока на поверхности находили из разностного аналога граничного условия (4), используя для их согласования итерационную процедуру. Получение требуемого для обеспечения заданного режима нагрева графика $q_w(t)$ являлось одной из главных целей проводимого исследования.

Расчеты по описанной выше математической модели, программно реализованной в среде VBA для Microsoft Office 2003, проводились для двух значений диаметра заготовки (0,5 и 1,5 м) в рамках трех различных подходов к описанию теплофизических характеристик:

1. Теплофизические характеристики считаются постоянными, не зависящими от температуры (берутся из таблиц, приведенных в работе [1], при 600 °С).

2. Зависимость теплофизических характеристик от температуры задается в соответствии с данными работы [1], причем в качестве теплоемкости используется ее среднее значение на интервале от 50 °С до заданной температуры (пунктирная кривая на рис. 1).

3. Зависимость теплофизических характеристик от температуры задается в соответствии с данными работы [1], причем в качестве теплоемкости используются ее локальные значения, средние по интервалам протяженностью 50 °С (сплошная кривая на рис. 1).

Сопоставление этих вариантов позволит оценить как погрешность приближения, в котором не учитывается температурная зависимость теплофизических характеристик, так и погрешность, связанную с использованием значений средней теплоемкости вместо локальной. Результаты моделирования для заготовки диаметром 0,5 м представлены на рис. 2, 3.

Как видно из представленных данных, при постоянных теплофизических характеристиках величина плотности теплового потока на поверхности заготовки, требуемая

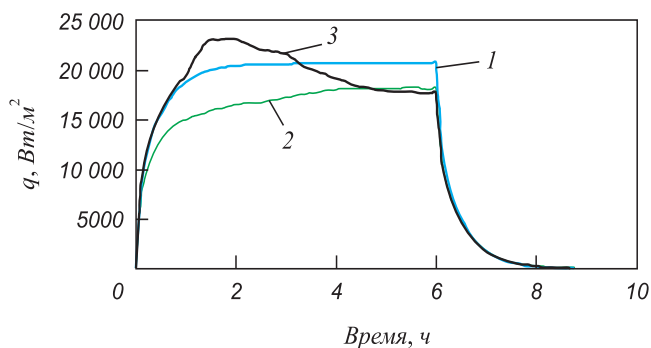


Рис. 2. Изменение требуемой плотности теплового потока на поверхности заготовки диаметром 0,5 м: 1 – 3 – номера вариантов

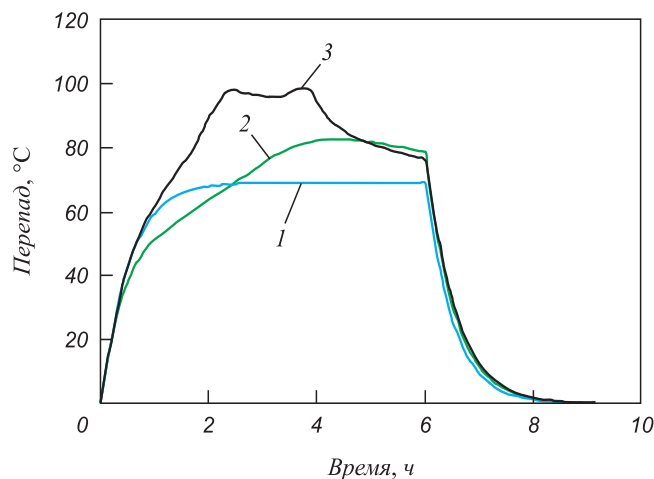


Рис. 3. Изменение температурного перепада по сечению заготовки диаметром 0,5 м в процессе нагрева: 1 – 3 – номера вариантов

для достижения постоянной скорости нагрева поверхности, достаточно быстро (в течение 2 ч) выходит на постоянное значение $20\,688\text{ Вт/м}^2$ (рис. 2), что соответствует наступлению регулярного теплового режима с граничными условиями второго рода, при котором все точки нагреваемой заготовки имеют одинаковую постоянную скорость нагрева, а температурный перепад принимает постоянное значение (рис. 3). Величина температурного перепада для заготовки диаметром 0,5 м составляет к началу выдержки около $70\text{ }^\circ\text{C}$. После начала изотермической выдержки величина перепада начинает снижаться, достигая через 2 ч выдержки значения $1\text{ }^\circ\text{C}$.

Если вместо постоянных значений теплофизических характеристик задавать средние для интервала от $50\text{ }^\circ\text{C}$ до T для теплоемкости и истинные – для всех остальных (вариант 2), то такой расчет даст более низкие значения требуемой плотности теплового потока на поверхности (около $18\,220\text{ Вт/м}^2$ к началу выдержки), однако выход на регулярный режим наступает только примерно через 4 ч нагрева, при этом итоговый перепад к концу этапа регулируемого нагрева достигает $78\text{ }^\circ\text{C}$.

Для варианта 3, в котором используются локальные значения удельной теплоемкости для каждого температурного интервала протяженностью $50\text{ }^\circ\text{C}$, величина требуемой плотности теплового потока на поверхности заготовки не стремится к некоторому постоянному значению, максимальному для всего периода нагрева, как в предыдущих вариантах, а достигает максимального значения $23\,200\text{ Вт/м}^2$ через 2 ч нагрева, а затем к началу выдержки становится даже чуть меньше, чем в варианте 2. Аналогично изменяется величина перепада температуры по сечению заготовки: в варианте 3 она достигает $98\text{ }^\circ\text{C}$ (2,4 – 3,9 ч), выходя к началу выдержки на регулярное значение $69\text{ }^\circ\text{C}$.

Совершенно иная картина наблюдается при нагреве заготовки диаметром 1,5 м (рис. 4, 5).

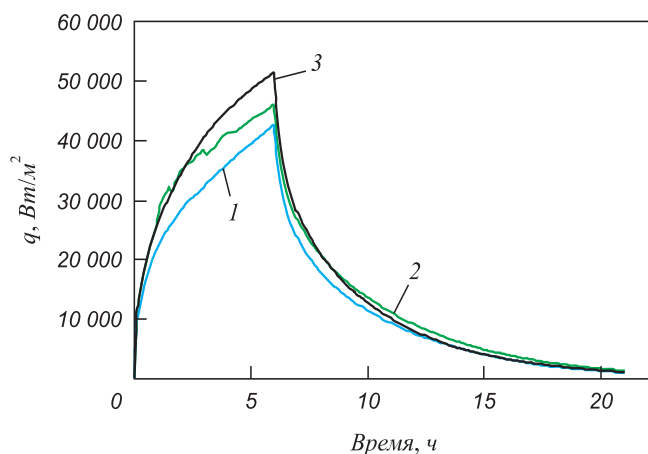


Рис. 4. Изменение требуемой плотности теплового потока на поверхности заготовки диаметром 1,5 м:
1 – 3 – номера вариантов

К началу выдержки заготовка не успевает прогреться настолько, чтобы наступил регулярный режим (в начале выдержки для рассматриваемых вариантов требуемая плотность теплового потока составляет $51\,167$, $42\,427$ и $45\,813\text{ Вт/м}^2$, а перепад по сечению составляет 450 , 448 и $503\text{ }^\circ\text{C}$, соответственно). Во всех вариантах значения, достигнутые к началу выдержки, являются максимальными, за 15 ч выдержки температурные перепады снижаются, соответственно, до значений 15 , 24 и $28\text{ }^\circ\text{C}$.

В целом (по сравнению с заготовкой меньшего диаметра) не так заметно различие между разными вариантами (оно имеет только количественный характер, принципиальный ход кривых одинаков, так как тепловые эффекты фазовых переходов распределены на значительный временной интервал).

Заслуживает внимание тот факт, что при более точном описании температурной зависимости теплофизических характеристик получаются более высокие значения температурных перепадов по сравнению с упрощенными подходами, однако требуемая плотность теплового потока, подводимого к заготовке, в этом варианте имеет не экстремальное, а промежуточное между другими вариантами значение.

Выводы. Для поддержания постоянной скорости нагрева по поверхности массивной заготовки с постоянными теплофизическими характеристиками требуемая величина плотности теплового потока на поверхности заготовки в процессе нагрева возрастает, достигая некоторого постоянного значения, а затем перестает изменяться – наступает регулярный режим; для крупных заготовок регулярный режим к началу выдержки может так и не наступить.

Наличие фазовых превращений существенно влияет на значения требуемой величины плотности теплового потока на поверхности заготовки и перепада температуры по ее сечению, а также на характер изменения этих величин во времени в процессе

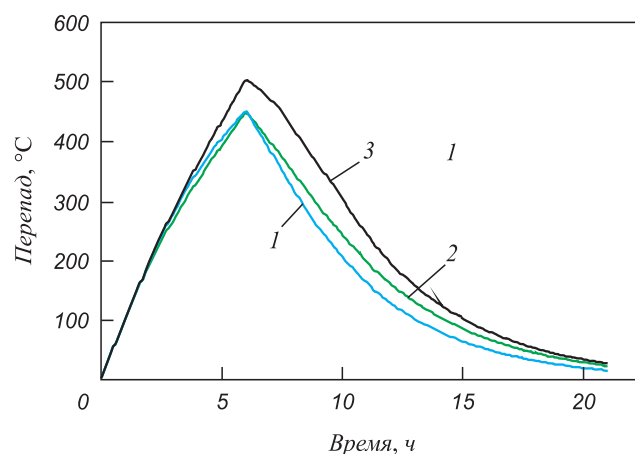


Рис. 5. Изменение перепада температуры по сечению заготовки диаметром 1,5 м в процессе нагрева:
1 – 3 – номера вариантов

регулируемого нагрева заготовок не очень большого сечения.

При нагреве очень крупных заготовок максимальные значения требуемой плотности теплового потока на поверхности и температурного перепада по сечению заготовки достигаются в конце периода регулируемого нагрева; при этом наличие фазовых превращений изменяет только значения этих величин, а характер их изменения во времени остается практически прежним.

УДК 621.746.56

Б.П. Юрьев

Уральский федеральный университет

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ПОДГОТОВКЕ И ИСПОЛЬЗОВАНИИ ШЛАКООБРАЗУЮЩИХ СМЕСЕЙ

Анализ современного состояния организации разлива и защиты металла на машинах непрерывного литья заготовок показал, что защита струи металла погружаемыми стаканами и трубками в сочетании с защитой зеркала его в промежуточных ковшах и кристаллизаторах шлаками занимает ведущее место в производстве высококачественных заготовок [1 – 3].

Шлакообразующая порошкообразная смесь, подаваемая на мениск металла в кристаллизаторе, защищает расплавленный металл от вторичного окисления, ассимилирует неметаллические включения, выполняет роль смазки рабочих стенок кристаллизатора и уменьшает потери теплоты в окружающую среду.

Шлакообразующие смеси, используемые при непрерывной разливке стали и обработке в ковше, представляют собой специально приготовленные многокомпонентные и многофазные системы. При подготовке и использовании шлакообразующих смесей в них протекают сложные физико-химические превращения, связанные с изменением химического и фазового состав, протеканием экзо- и эндотермических эффектов, формированием силикатов и шлакового расплава. Наличие этих данных позволяет прогнозировать технико-экономические показатели (включая теплотраты) использования смесей как на стадии выбора исходных материалов при изготовлении гранул, так и при разливке стали.

В данной работе исследовались шлакообразующие смеси, приготовленные путем грануляционной распылительной сушки¹. Исходную механическую смесь минеральных ингредиентов вначале подвергают суспензированию в водном растворе, содержащем хлорид кальция, сульфитно-спиртовую барду (ССБ) и карбон-

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Казанцев Е.И. Промышленные печи. Справ. руководство для расчетов и проектирования. 2-е изд. доп. и перераб. – М.: Металлургия, 1975. – 368 с.
2. Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупенников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. – М.: Металлургия, 1990. – 240 с.

© 2012 г. В.В. Курносов, И.А. Левицкий
Поступила 12 мая 2012 г.

тилцеллюлозу (КМЦ). Количество ингредиентов контролируют, регулируя устойчивость суспензии и прочность получаемых гранул. Затем суспензию распыляют в газопламенном теплоносителе.

Фазовые и химические превращения в смесях возможны уже на стадии их изготовления. Исходный фазовый состав шлакообразующих смесей – важная характеристика, так как именно ею определяются особенности формирования из смеси шлака, а также теплотраты.

Исходный ингредиентный состав исследованных смесей приведен в табл. 1.

Рентгенограммы порошков, изготовленных из исследованных веществ, снимали на дифрактометре ДРОН-3 (CuK_α). Обработкой дифрактограмм определяли характерные межплоскостные расстояния и интенсивности соответствующих линий. Инфракрасные спектры в области 400 – 4000 см⁻¹ получены на спектрофотометре UR-20. Вещества для исследований смешивали с бромидом калия (1 мг вещества на 300 мг KBr) и прессовали в таблетки. Термогравиметрические исследования проводили в атмосфере воздуха на дериватографе Паулик-Паулик-Эрдей. Эталонном сравнения служил прокаленный оксид алюминия. Скорость нагрева составляла 5 °С/мин, температура 1000 °С, масса навески вещества 800 – 900 мг.

Обработка дифрактограмм показала, что исходный кремнезем – рентгеноаморфное вещество. Его порошковая характеристика характеризовалась высоким малоинтенсивным максимумом в области $\theta = 9 - 13^\circ$ с вершиной 11° ($d = 0,4$ нм). Порошковые исходной извести и плавикового шпата совпадали с приводимыми в литературе [4]. Рентгенограмма нефелина характеризовалась набором линий малой интенсивности, что может свидетельствовать о неупорядоченности структуры вещества.

¹ Пат. 1459068 РФ. 1993.

Таблица 1

**Ингредиентный и химический состав
гранулированных шлакообразующих смесей,
% (по массе)**

Ингредиенты, компоненты	Смесь А	Смесь Б	Смесь В
Известь	40	40	33,9
Пылевидный кварц	20	20	16,8
Нефелин	25	25	21,0
Плавиновый шпат	12	12	11,0
Аморфный графит	3	–	6,0
Карбид кремния	–	3	–
CaCl ₂ (сверх 100%)	–	3	6,0
SiO ₂	34,5	30,1	30,1
Al ₂ O ₃	12,3	6,6	7,3
CaO	21,1	32,5	28,1
Na ₂ O	5,3	3,4	5,5
K ₂ O	3,1	1,5	1,4
F	5,2	4,8	3,5
S	–	0,6	Не опр.
C _{общ}	8,0	8,6	6,0
FeO	–	1,5	–
H ₂ O	–	–	1,3

Рентгенограммы порошков исходных гранулированных смесей, полученных распылительной сушкой, были практически идентичными. Это вполне объяснимо, так как смеси готовили на основе одинаковых ингредиентов. На рентгенограммах обнаруживаются линии, характерные для практически всех исходных веществ (Ca(OH)₂, CaF₂, нефелин). Однако если исходный кремнезем – рентгеноаморфен, то на порошкограммах смесей четко проявляются линии SiO₂ в форме α-кварца в полном соответствии с данными работы [5]. Это связано с тем, что в процессе распылительной сушки под действием температуры происходит превращение аморфного SiO₂ в α-SiO₂. Таким образом, за время термической распылительной сушки не происходит каких-либо заметных фазовых, химических превращений и шлакообразующие гранулированные смеси по своему фазовому составу соответствуют исходным ингредиентам.

Для получения дополнительных сведений о состоянии химических соединений, формирующих состав гранулированных шлакообразующих смесей, исследовали их инфракрасные спектры. Наиболее характерные полосы поглощения, наблюдаемые в спектрах смесей и исходных веществ показывают, что все образцы содержат воду. Об этом свидетельствует широкая полоса поглощения при 3420 см⁻¹ и более слабая полоса при 2310 см⁻¹, относящиеся к валентным колебаниям молекул воды [6]. В спектре извести наблюдается очень

сильная и узкая полоса при 3640 см⁻¹, относящаяся к колебаниям связи свободной гидроксильной группы О–Н. Для кварца характерны полосы колебаний связи Si–O (1070; 785; 440 см⁻¹), которые присутствуют и в нефелине (960 и 870 см⁻¹) [6]. Полосу 470 см⁻¹ нефелина можно рассматривать как результат колебаний Si–O и Al–O. Для плавинового шпата полоса 400 см⁻¹ соответствует колебаниям связи Ca–F.

Анализ спектров гранул смесей показал, что они сходны по всей области спектра. Незначительный подъем интенсивности от 2800 см⁻¹ с максимумом при 3400 см⁻¹ (континуумное поглощение) свидетельствует о том, что в гранулах также присутствует вода. В области 400–1700 см⁻¹ наблюдается широкая полоса сильной интенсивности с максимумом при 1430 см⁻¹ и плечо слабой интенсивности при 1600 см⁻¹, которые возникают в результате наложения деформационных колебаний связей C–H, σH₂O, ароматических колец и карбоксильной группы, обусловленных наличием в гранулах органических соединений барды и КМЦ. Широкие полосы средней интенсивности во всех спектрах образцов с максимумом 1000–1090 см⁻¹ могут быть обусловлены колебаниями S–O (сульфито-группы) и связи Si–O. Полосы с максимумами при 415–520 см⁻¹ вызваны колебаниями связей Me–O, Me–F [6].

Наблюдали поведение материала смесей при нагреве в инертной атмосфере. Гранулированные смеси истирали до порошкообразного состояния и из порошков прессовали таблетки массой 210–250 мг. Для каждой смеси проводили три опыта. Таблетки помещали в печь на молибденовый нагреватель (подложка) и в центр таблетки устанавливали спай платинородий-платиновой термопары. Печь заполняли гелием. Для записи изменений температуры (50 °C) использовали автоматический потенциометр КСП-4. Определяли температуру (°C) появления расплава ($t_{\text{пр}}$), расплавления ~1/3 и ~1/2 части таблетки (соответственно $t_{1/3}$ и $t_{1/2}$ и температуру, соответствующую окончанию плавления:

Смесь	$t_{\text{пр}}$	$t_{1/3}$	$t_{1/2}$	$t_{\text{к}}$	$t_{\text{к}} - t_{\text{пр}}$
А	1032	1057	1084	1158	126
Б	979	1025	1102	1248	269
В	992	1018	1082	1166	174

Все исследованные смеси относятся к сравнительно легкоплавким системам, что обусловлено содержанием в них оксидов Na₂O, K₂O и фторида кальция. При этом относительный рост содержания CaO при уменьшении суммарного содержания Al₂O₃, Na₂O, K₂O, CaF₂ (см. смесь Б) увеличивал уровень значений $t_{\text{к}}$ и температурный интервал перехода смеси в расплавленное состояние ($t_{\text{к}} - t_{\text{пр}} = 269$ °C).

Во время плавления таблеток из смеси Б наблюдалось испарение летучего компонента продукта пиролиза ССБ и КМЦ. Все смеси после расплавления

представляли собой гомогенные на вид стеклообразные черного цвета образцы. Анализ термограмм показывает (табл. 2), что при нагреве образцов происходят процессы, не совпадающие для разных смесей по температурным интервалам. Однако для всех образцов начальная стадия нагрева (до 200 °С) сопровождается эндотермическим эффектом, возможно вследствие удаления влаги. Согласно термогравиметрическим данным, убыль массы (из-за потери воды) наблюдается при 80 °С. У образцов Б и В после удаления воды в интервале температур 350 – 500 °С отмечается незначительная (1,69 и 1,71 %) прибыль массы, вызванная, в частности, окислением оксида железа (II) кислородом воздуха, а также адсорбцией кислорода на углеродсодержащих материалах.

Экзотермические эффекты в интервале 270 – 600 °С, которые не сопровождаются заметной убылью массы, обусловлены модификационными превращениями SiO₂ [5, 7] и процессами взаимодействия компонентов смесей с образованием (в присутствии CaF₂) силикатов и алюмосиликатов.

Основная убыль массы (до 20 %) происходит при температурах выше 500 °С вплоть до 720 – 750 °С. Существенный экзотермический эффект обусловлен выгоранием из смесей органики (ССБ, КМЦ) и углерода.

Для исследования фазовых превращений, протекающих при нагреве, порцию смеси В массой до 2 г нагревали в печи сопротивления в атмосфере воздуха до определенной температуры и после 30 мин выдержки охлаждали. Температуры опытов выбирали в соответствии с характерными точками термогравиметрических измерений.

Как было отмечено ранее из анализа дериватограмм, уменьшение массы образца начинается уже при 80 °С и сопровождается вначале эндотермичес-

ким эффектом. Фазовый анализ продукта нагрева до 270 °С показал, что при этой температуре на порошковой диаграмме исчезают линии Ca(OH)₂. Следовательно, эндоэффект при 170 °С и убыль массы (1,77 %) обусловлены разложением Ca(OH)₂ и удалением влаги. Однако CaO в чистом виде рентгенофазовым методом не выявили из-за аморфности оксида или по причине твердофазного низкотемпературного образования силикатов (Na₂SiO₃, Ca₃SiO₃) в присутствии такого сильного минерализатора, как CaF₂ [8]. Этому могут также способствовать пары воды.

При нагреве до 350 °С и выдержке не наблюдалось заметного уменьшения массы образца, но термографически отмечался экзотермический эффект, что соответствует выявленным при этой температуре линиям соединений Na₂SiO₃, Ca₃SiO₅, Al₂SiO₅. Свободный оксид кремния при указанных температурах наблюдали в виде кристобалита и α-кварца. В образце, исследованном при 500 °С, наряду с указанными силикатами наблюдали превращение α-кварца в α-тридимит [9]. В образце, исследованном при 550 °С, существенных изменений в составе твердой фазы не отмечалось. На данном этапе происходят изменения: силикат 3CaO · SiO₂ переходит в γ-2CaO · SiO₂, для которого в образце обнаружены характерные дифракционные максимумы [10].

При 620 °С на порошковых диаграммах образцов появляются новые линии и одна из них характеризуется дифракционным максимумом $d/n = 0,492$ нм. Это связано с образованием соединения 3CaO · Al₂O₃ [11] в результате взаимодействия оксида кальция, высвобождающегося при переходе 3CaO · SiO₂ в 2CaO · SiO₂ + CaO, с оксидом алюминия. Кроме того, в твердой фазе присутствует CaSiO₃, появление которого связано с образованием ранкинита и разложением его по схеме: Ca₃SiO₇ = Ca₂SiO₄ + CaSiO₃ [8].

Таблица 2

Результаты термогравиметрических исследований гранулированных смесей

Смесь	t _{нр} , °С*	Температура наблюдаемого эффекта, °С**									Уменьшение массы при температуре		Увеличение массы при температуре	
											Δm, %	t, °С	Δm, %	t, °С
А	80	120 – 310	310	360	455	490	560	690	730	800	20,75	560	–	–
		(–)	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)	(–)	(–)				
Б	80	200	325	–	425	500	–	610	750	820	19,10	520	1,69	400 – 500
		(–)	(+)		(+)	(+)		(+)	(–)	(–)			5,90	800 – 960
В	80	170	320	–	430	–	550	620	720	790	20,45	500	1,71	350 – 480

Предполагаемые процессы:

- дегидратация, модификационные превращения SiO₂;
- SiO₂ + CaO → CaSiO₃;
- α-кварц → β-кварц, выгорание органики

*t_{нр} – температура начала разложения смеси

** Эндоэффект помечен знаком минус, экзоэффект – знаком плюс

При нагреве до 720, 770 и 820 °С не происходит существенных изменений в фазовом составе образцов. В этом диапазоне температур существенно уменьшается интенсивность линий с дифракционными максимумами d/n : 0,335; 0,314 нм. Последнее связано с уменьшением содержания свободного фторида кальция (0,314 нм [4]) и α -кварцита (0,335 нм), расходуемых в реакциях.

Испытания образцов при более высоких температурах (870 – 1110 °С) показали следующие особенности. Продукты нагрева гетерогенны и неоднородны, они или светло-коричневого, или серого цвета. При 1100 °С образцы спекаются. Как показала расшифровка порошкограмм, фторид кальция сохраняется в твердой фазе до 870 °С, а затем линии CaF_2 ($d/n = 0,314$ нм) исчезают. Это связано с взаимодействием при температурах выше 900 °С фторида кальция с одним из компонентов системы (SiO_2 , Al_2O_3 , CaO). Содержание свободного оксида SiO_2 продолжает уменьшаться, что подтверждается ослаблением интенсивности соответствующих линий. При температуре 820 °С и выше постепенно уменьшается содержание $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$. При повышенных температурах образуются кристаллические фазы более сложного состава. Можно отметить появление геленита $2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (линия 0,284 нм значительно усиливается) и $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ (линии $d/n - 0,370$; 0,332; 0,264 нм; 870 °С). Это тугоплавкие соединения, и их образование должно оказывать влияние на прочность смеси в высокотемпературной области.

При нагреве выше 1100 °С исходная смесь плавится и при последующем охлаждении затвердевает в виде рентгеноаморфной системы. На порошкограмме можно выделить две слабоинтенсивные линии с дифракционными максимумами 0,306 и 0,286 нм, которые свидетельствуют о сохранении в аморфной стеклообразной фазе небольшого количества $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{SiO}_2$ (0,306 нм) и $2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (0,286 нм).

Нагрев образцов до 1400 °С на воздухе показал, что в течение 10 мин выдержки из смеси еще не образуется шлаковый расплав. Проба представляет собой спеченную массу, которая рентгенофазовым методом определяется как смесь аморфного стекла и кристаллической силикатной фазы. При выдержке образцов в течение 20 и 30 мин возникал шлак в виде разобщенных графитом капель, которые по мере выгорания углерода сливались в общую массу.

Инфракрасная спектроскопия образцов смеси В, выдержанных при указанных температурах, соответствует выявленным фазовым превращениям. Так, в области до 500 °С происходят существенные изменения в спектрах, обусловленные изменениями в содержании воды и

$\text{Ca}(\text{OH})_2$. Например постепенно, с увеличением температуры до 500 °С, уменьшается интенсивность полосы при 3640 cm^{-1} , характерной для валентных колебаний связи (ОН) свободных гидроксильных групп. Исчезает полоса с 1600 cm^{-1} и возникает при 1795 cm^{-1} , что связано с разрушением углеводородных связей и частичным выделением воды.

При 500 °С и выше в интервале полос от 400 до 600 cm^{-1} наблюдается их более сильное разрешение, возникают новые максимумы при 560, 505, 460, 420 cm^{-1} , что свидетельствует о возникновении новых модификаций с участием связей Si–O. При 720 °С наблюдается смещение полос, отвечающих связи Si–O, что можно объяснить (по данным фазового анализа) переходом одной формы силиката кальция в другую.

Выводы. С использованием рентгенофазовых, спектрометрических и термогравиметрических методов исследований проведено изучение фазовых и химических превращений в шлакообразующих смесях, используемых при непрерывной разливке стали и обработке стали в ковше в широком диапазоне изменения температур. Результаты работы позволяют прогнозировать получение и использование шлакообразующих смесей с заданными физико-химическими свойствами, обеспечивающими высокие технико-экономические показатели как при выборе исходных материалов при изготовлении гранул, так и при разливке стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лейтес А.В. Защита стали в процессе непрерывной разливки. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
2. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.
3. Емельянов В.А. Тепловая работа машин непрерывного литья заготовок. – М.: Металлургия, 1988. – 143 с.
4. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. – М.: Гос. изд-во физ.-мат. лит., 1961. – 863 с.
5. Лазарев В.В. и др. // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1987. Т. 23. № 3. С. 432 – 436.
6. Грасели Д., Снейвили Н., Балкин Б. Применение спектроскопии КР в химии. – М.: Мир, 1984. – 216 с.
7. Тришина Т.Д., Сметунов В.Н., Черняк А.С. // Журнал неорганической химии. 1987. Т. 32. № 3. С. 793 – 795.
8. Торопов Н.А., Барзановский В.П. Высокотемпературная химия силикатных и других систем. – М.-Л.: Изд-во АН СССР, 1963. – 258 с.
9. Бережной А.С. Многокомпонентные системы окислов. – Киев: Наукова думка, 1970. – 544 с.
10. Борсук П.А., Лясс А.М. Жидкие самотвердеющие смеси. – М.: Машиностроение, 1979. – 465 с.
11. Будников П.П., Гинстлинг А.Н. Реакции в смесях твердых веществ. – М.: Стройиздат, 1971. – 488 с.

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

Для получения необходимого содержания углерода в стали металл в дуговой сталеплавильной печи (ДСП) продувают кислородом, подаваемым под давлением 1000 – 1400 кПа. На современных печах средней и большой вместимости (50 – 180 т) продувку осуществляют с помощью инжекторов, фурм, манипуляторов, которые вводят через отверстия в стенах и своде печи или рабочее окно. На печах малой вместимости (до 20 т) металл продувают с помощью расходуемой неохлаждаемой трубки, вводимой через рабочее окно вблизи границы раздела металл–шлак.

Общим недостатком традиционных способов ввода кислорода является продувка расплава через локальный участок ванны, что приводит к местному повышению температуры практически до температуры кипения металла и, как следствие этого, интенсивному угару металла за счет его окисления и испарения. Кроме того, снижается эффективность использования кислорода, так как теплота экзотермических реакций окисления компонентов расплава выделяется в сравнительно небольшом объеме и не усваивается всей массой жидкого металла, обладающего низкой теплоемкостью и теплопроводностью [1].

В лаборатории кафедры металлургических технологий Московского государственного вечернего металлургического института (МГВМИ) выполнены исследования, моделирующие продувку металла кислородом при выплавке стали в ДСП, позволяющие получить качественную картину газовой струи и некоторые количественные характеристики.

Исследования гидродинамических параметров продувки (длина и ширина струи, высота и ширина

подъема брызг) проводились в системе «вода–воздух» на лабораторной установке для оценки качественного подобия процессов в жидкой ванне и модели (рис. 1).

Установка представляет собой емкость 1, изготовленную из органического стекла внутренним объемом 85 дм³. Емкость заполняли водой, объем которой составлял 60 дм³. Продувку осуществляли воздухом через кварцевую трубку 2 диаметром 4 мм, прикрепленную к штативу 5, с помощью которого проводили перемещение трубки в вертикальной плоскости. Воздух от компрессора 6 к трубке подавали через резиновый шланг 7. Вибрацию осуществляли с помощью вибратора шарикового типа 3, работающего на сжатом воздухе от компрессора 8. Измерение размаха вибросмещения и виброскорости осуществляли виброметром 4. Схема сборки вибратора показана на рис. 2.

Уровень воды в емкости, положение сопла и параметры струи измеряли линейкой. Расход воздуха при продувке определяли с помощью ротаметра РМФ–IV. Всего проведено 80 экспериментов.

Изучены гидродинамические параметры различных способов продувки (табл. 1 – 2):

- продувка через непогружную трубку без и с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости;
- продувка через погружную трубку традиционной конструкции без и с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости;
- продувка через погружные трубки разработанных в МГВМИ конструкций с одним и двумя дополнительными боковыми отверстиями. Целью разработанных конструкций является увеличение зоны контакта струи с жидкостью.

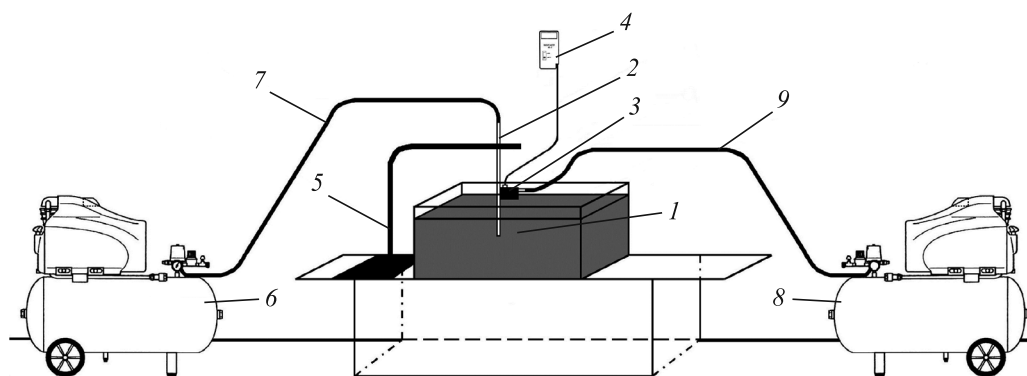


Рис. 1. Схема установки для изучения гидродинамических параметров продувки

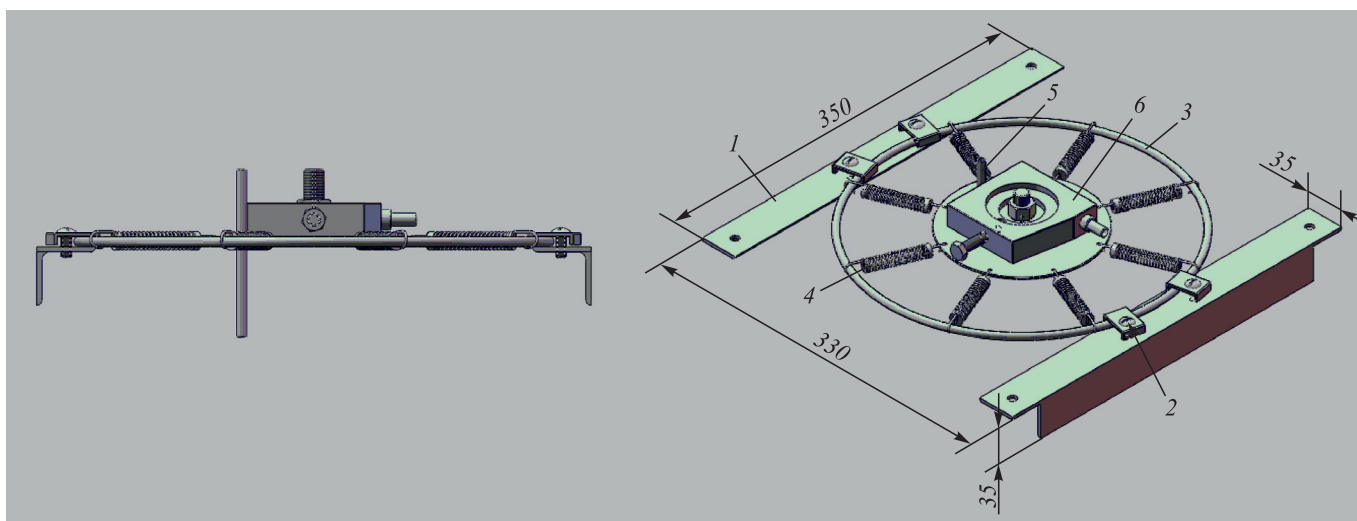


Рис. 2. Схема сборки вибратора:
1 – винт; 2 – прижим; 3 – упор; 4 – основание; 5 – пружина растяжения; 6 – кольцо-тор

Эскизы используемых в экспериментах продувочных трубок представлены на рис. 3.

Картина газовой струи при продувке через непогружную и погружную трубку с расположением сопла на расстоянии 30 мм от поверхности воды и расходе воздуха 4 (а), 11 (б), 22 (в) м³/ч приведена на рис. 4 и 5.

Аналогичная картина струи при продувке через непогружную (а) и погружную (б) трубки с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости показана на рис. 6.

Газовая струя при продувке через трубки с одним (а) и двумя (б) дополнительными боковыми отверстиями представлена на рис. 7.

Как следует из данных табл. 1, 2 и рис. 4–7, наиболее эффективными способами продувки являются продувка через погружную трубку традиционной конструкции с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости и продувка через погружную трубку с двумя дополнительными боковыми отверстиями, поскольку в этих случаях достигается наибольшая зона контакта воздуха

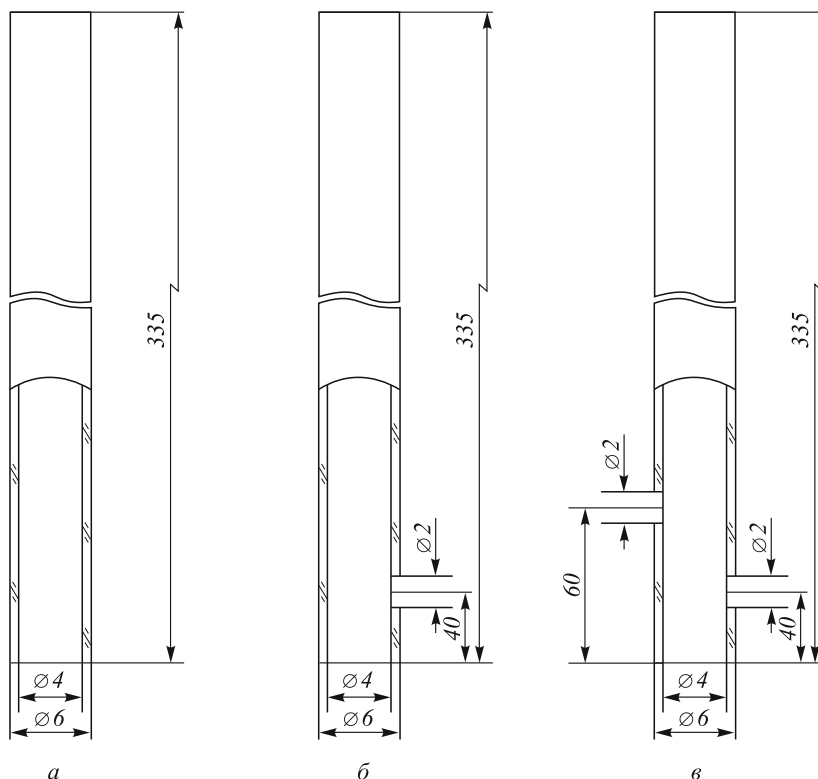


Рис. 3. Эскизы трубок традиционной (а) и предлагаемых конструкций с одним (б) и двумя (в) боковыми отверстиями

Гидродинамические параметры продувки в системе «вода-воздух» (60 экспериментов)

Параметр	Расход воздуха, м ³ /ч					
	4	7	11	15	19	22
Продувка через непогружную трубку						
Высота сопла h_c , мм						
$h_c = 10$						
Длина струи в воде, мм:						
минимальная	19	45	70	100	125	140
максимальная	22	50	75	110	135	150
средняя	20,5	47,5	72,5	105	130	145
$h_c = 30$						
Длина струи в воде, мм:						
минимальная	13	35	60	80	105	120
максимальная	16	40	65	90	115	130
средняя	14,5	37,5	62,5	85	110	125
$h_c = 50$						
Длина струи в воде, мм:						
минимальная	7	25	50	60	85	100
максимальная	10	30	55	70	95	110
средняя	8,5	27,5	52,5	65	90	105
$h_c = 10 - 50$						
Ширина струи, мм:						
минимальная	10	15	30	45	60	65
максимальная	15	20	40	60	80	90
средняя	12,5	17,5	35	52,5	70	77,5
Высота подъема брызг, мм:						
Минимальная	20	35	40	95	120	160
Максимальная	60	105	120	185	220	280
Средняя	40	70	80	140	170	220
Ширина брызг, мм:						
минимальная	10	30	50	80	120	160
максимальная	60	80	120	170	220	290
средняя	35	55	85	125	170	225
Продувка через погружную трубку						
$h_c = 10 - 50$						
Длина струи от среза сопла, мм:						
минимальная	20	50	75	110	130	155
максимальная	25	60	90	130	160	195
средняя	22,5	55	82,5	120	145	175
Ширина струи, мм:						
минимальная	17	18	35	50	65	70
максимальная	20	30	50	70	95	110
средняя	18,5	24	42,5	60	80	90
Высота подъема брызг, мм:						
минимальная	10	30	50	60	80	100
максимальная	60	90	125	140	170	200
средняя	35	60	87,5	100	125	150
Ширина брызг, мм:						
минимальная	15	40	70	100	130	170
максимальная	55	90	130	170	220	280
средняя	35	65	100	135	175	225

**Гидродинамические параметры струи для предлагаемых способов продувки в системе «вода-воздух»
(20 экспериментов)**

Параметр	Расход воздуха, м ³ /ч					
	4	7	11	15	19	22
Продувка через непогружную трубку с вибрацией в горизонтальной плоскости*						
Высота сопла h_c , мм $h_c = 30$						
Длина струи в воде, мм:						
минимальная	13	35				
максимальная	16	40	–	–	–	–
средняя	14,5	37,5				
Ширина струи, мм:						
минимальная	13	18				
максимальная	27	22	–	–	–	–
средняя	15	20				
Продувка через погружную трубку с вибрацией в горизонтальной плоскости*						
$h_c = 30$						
Длина струи от среза сопла, мм:						
минимальная	20	50				
максимальная	25	60	–	–	–	–
средняя	22,5	55				
Ширина струи, мм:						
минимальная	22	21				
максимальная	25	33	–	–	–	–
средняя	23,5	27				
Продувка через погружную трубку с одним дополнительным боковым отверстием						
$h_c = 100$						
Длина струи от среза сопла, мм:						
минимальная	13	50	80	110	150	170
максимальная	15	55	90	125	170	200
средняя	14	52,5	85	117,5	160	185
Ширина струи, мм:						
минимальная	20	30	40	50	60	75
максимальная	25	35	50	60	75	90
средняя	22,5	32,5	45	55	67,5	82,5
Продувка через погружную трубку с двумя дополнительными боковыми отверстиями						
$h_c = 100$						
Длина струи от среза сопла, мм:						
минимальная	20	50	90	120	140	170
максимальная	23	70	110	140	160	200
средняя	21,5	60	100	130	150	185
Ширина струи, мм:						
минимальная	10	30	30	40	50	60
максимальная	30	40	50	60	70	80
средняя	20	35	40	50	60	70

* При расходе воздуха 4 м³/ч размах вибро смещения составил 1,5 мм, а виброскорость – 2,5 см/с; при расходе воздуха 8 м³/ч размах вибро смещения составил 1,0 мм, а виброскорость – 2,0 см/с

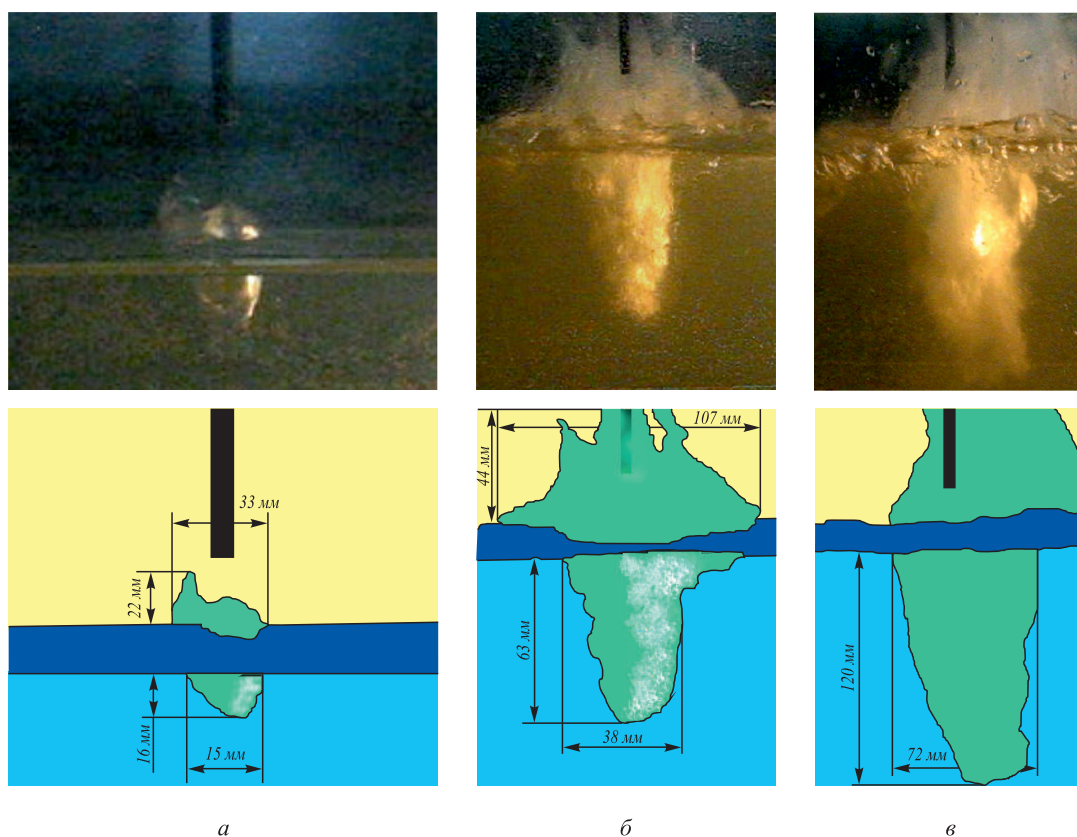


Рис. 4. Картина газовой струи при продувке через непогружную трубку с расположением сопла на расстоянии 30 мм от поверхности воды и расходе воздуха 4 (а), 11 (б), 22 (в) м³/ч

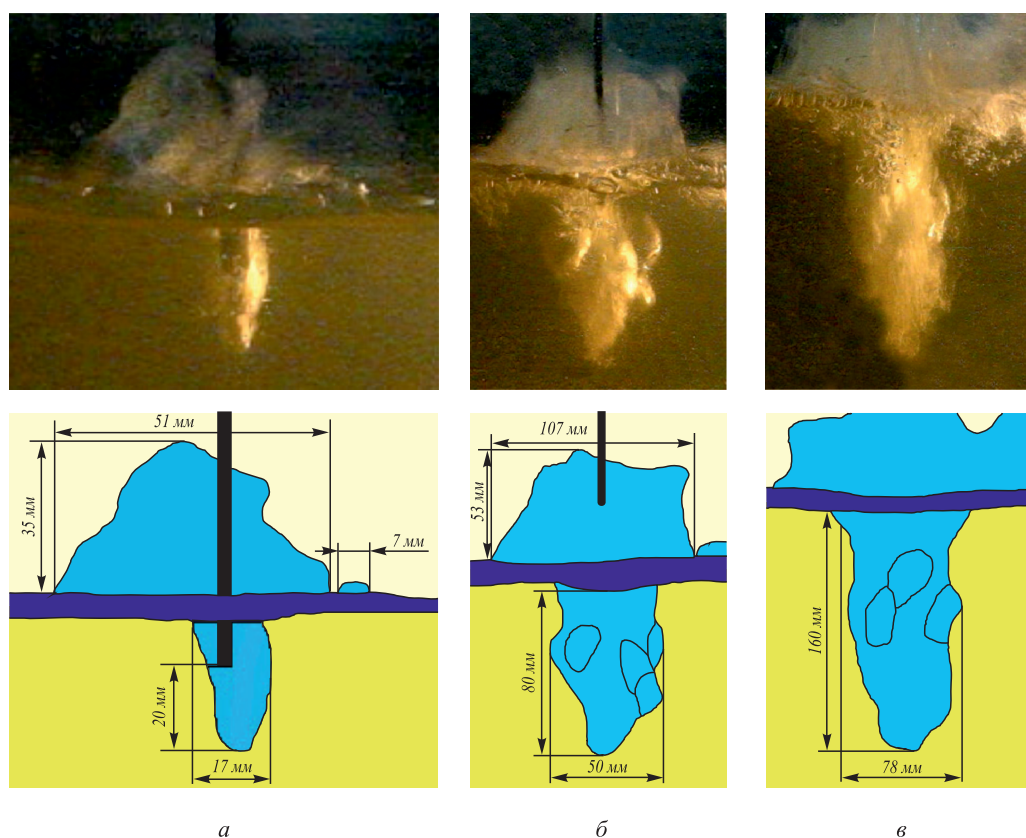


Рис. 5. Картина газовой струи при продувке через погружную трубку с расположением сопла на расстоянии 30 мм от поверхности воды и расходе воздуха 4 (а), 11 (б), 22 (в) м³/ч

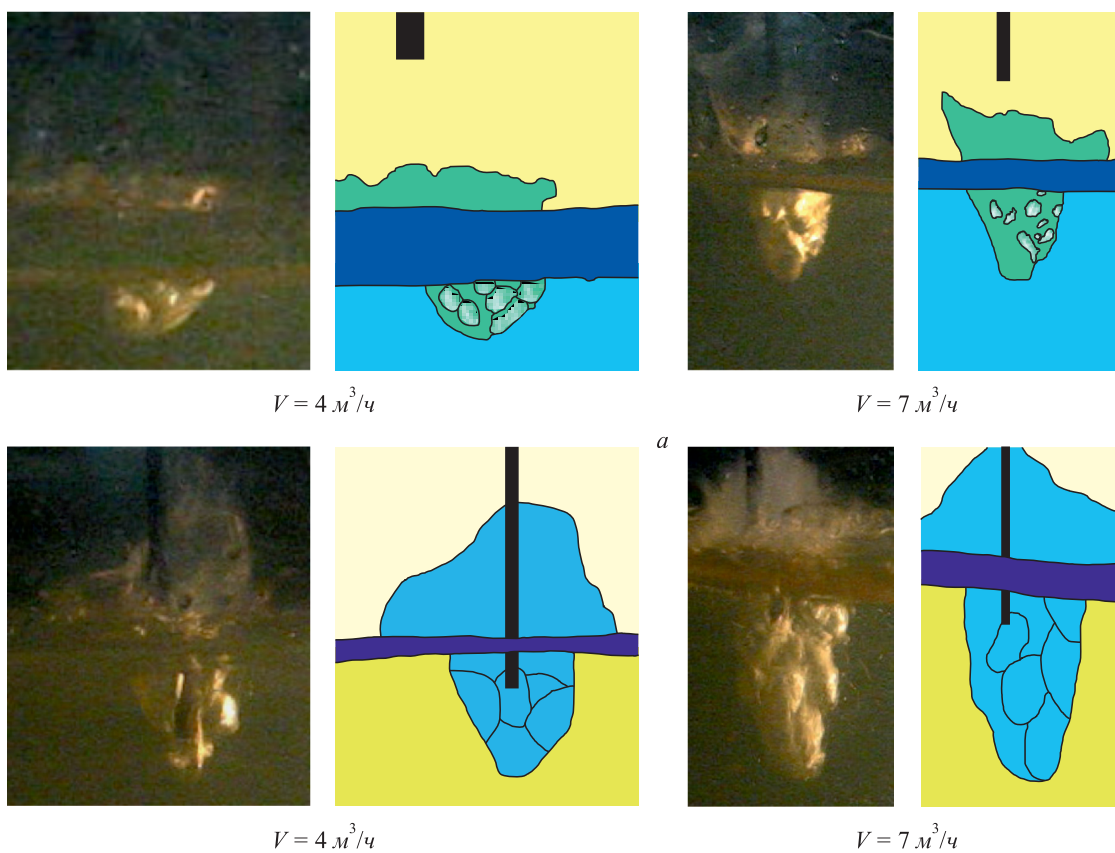


Рис. 6. Картина газовой струи при продувке через непогружную (а) и погружную (б) трубки с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости

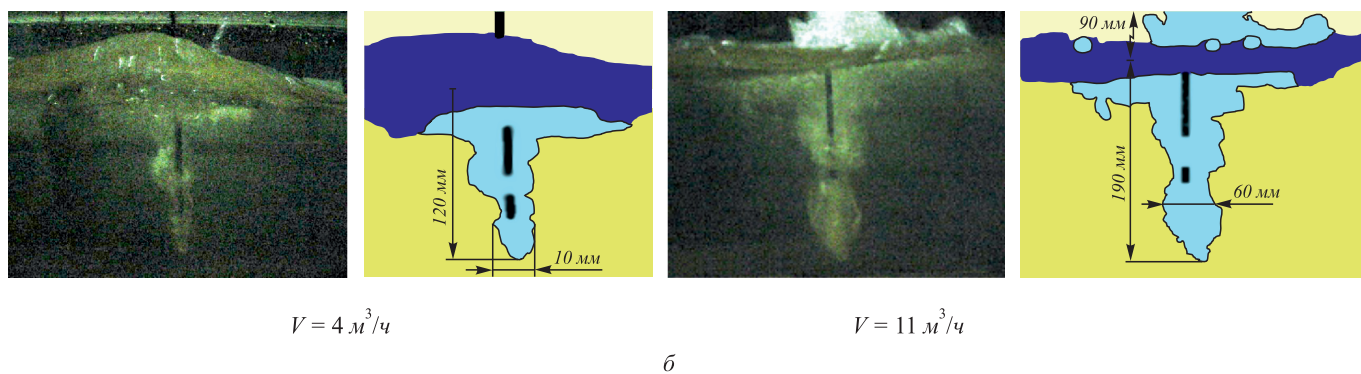
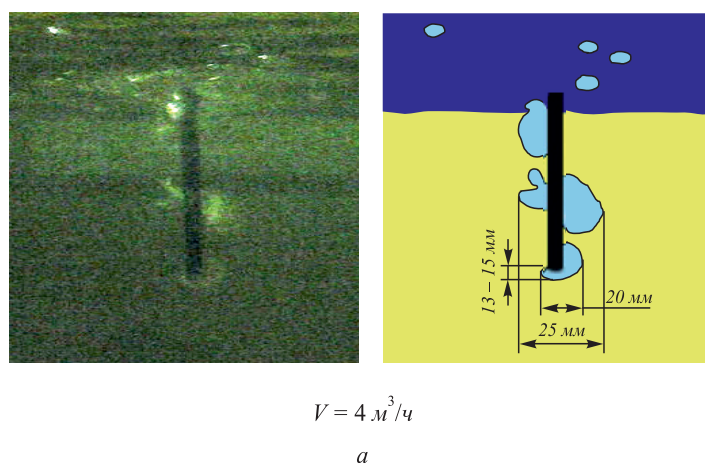


Рис. 7. Картина газовой струи при продувке через трубки с одним (а) и двумя (б) дополнительными боковыми отверстиями

с водой за счет увеличения ширины струи на 5 – 30 % по сравнению с другими способами продувки.

Следует отметить, что при продувке с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости увеличение зоны контакта воздуха с водой происходит как за счет увеличения ширины струи, так и за счет большего количества образующихся полостей меньшего размера (пузырей), занятых воздухом.

Таким образом, при использовании погружных трубок традиционной конструкции с непрерывной вибрацией в горизонтальной плоскости и с двумя дополнительными боковыми отверстиями существенно увеличивается зона контакта газа с жидкостью, что приводит к ускорению протекания экзотермических реак-

ций окисления компонентов расплава, и как следствие, повышению производительности печи, эффективности использования кислорода, снижению угара металла и удельного расхода кислорода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сосонкин О.М., Шишимиров М.В. и др. Совершенствование и модернизация технологий сталеплавильного производства: Монография. / Под ред. Кудрина В.А. – М.: МГВМИ, 2011. С. 169–183.

© 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.

УДК 621.73.002.6:658.562

Д.В. Руцкий, Н.А. Зюбан, А.Н. Галкин, С.Б. Гаманюк

Волгоградский государственный технический университет

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ГОЛОВНОЙ ЧАСТИ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ НА ИХ СТРОЕНИЕ И КАЧЕСТВО ПОКОВОК*

Повышенные требования к изделиям тяжелого машиностроения обуславливают необходимость получения кованных заготовок высокого качества. Крупногабаритные кованные изделия: судовые валы, ротора турбогенераторов, корпусные и трубные заготовки для энергетических агрегатов изготавливаются из кузнечных слитков, вес которых в два раза выше веса готового изделия. Увеличение массы слитка приводит к интенсивному развитию явлений усадки и ликвации, и, как следствие, повышенной физической и химической неоднородности, а также другим неконтролируемым дефектам, присущим процессу затвердевания больших масс металла [1]. Используемые кузнечные слитки в основном ориентированы на получение плотной осевой зоны, вследствие чего имеют значительный объем прибыльной части (в среднем до 20 %) и отличаются между собой параметром H/D и величиной конусности [2, 3]. Большой объем прибыльной части ограничивает возможность эффективного снижения отходов слитка при его ковке. Другой, не менее важной проблемой качества таких слитков является интенсивное развитие химической ликвации по высоте слитка (в частности углерода), что может привести к браку получаемых из них поковок.

* Работа выполнена в рамках проекта МК – 4034.2012.8 «Разработка оптимальной конфигурации и технологии отливки кузнечных слитков в вакууме с контролируемым развитием дефектных зон литого металла с целью повышения качества и надежности крупногабаритных изделий энергетического машиностроения».

Машиностроительные предприятия энергетической и транспортной отраслей производят поковки самой широкой номенклатуры, причем до 80 % из них являются полыми (валы роторов турбогенераторов, кольца, толстостенные трубы, обечайки, корпусные детали и др.) [3]. В этом случае, с целью уменьшения отходов при ковке, как правило, стараются применять удлиненные и бесприбыльные слитки. Однако, в связи с разнообразием конструктивных особенностей получаемых заготовок, не всегда данные технологические мероприятия приносят ожидаемый результат. В целях улучшения качественных характеристик изделий и экономических показателей производства перспективным направлением является применение слитков с захоложенной верхней частью [4, 5]. Вместо «классической» прибыльной надставки используется надставка-холодильник с относительным объемом 4 % (см. рис. 1). В этом случае компенсация усадки в теле слитка будет продолжаться до тех пор, пока поверхности раздела фронта кристаллизации, движущиеся в горизонтальном направлении от боковых стенок изложницы, не сблизятся на достаточную величину, чтобы обеспечить в осевой зоне получение вытянутой узкой усадочной раковины. Металл центральной части тела слитка со следами усадочной раковины удаляется в ходе последующей обработки прошивкой или сверлением заготовки.

Химический состав металла, геометрические и технологические параметры отливки слитков приведены в таблицах 1, 2.

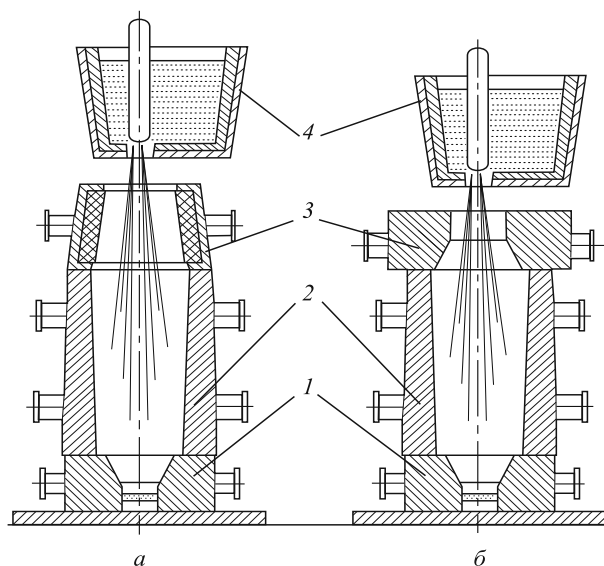


Рис. 1. Схема отливки слитков с утепляющей (а) и захлаживающей (б) прибыльной надставкой:

1 – поддон; 2 – изложница; 3 – утепляющая и ускоряющая кристаллизацию надставка; 4 – разливочный ковш

Результаты исследований макроструктурной, физической и химической неоднородности слитков стали 38ХНЗМФА, отлитых с обычными утепляющими надставками и надставкой-холодильником представлены в табл. 3 и 4.

Из приведенных данных видно, что в опытном слитке зона осевой рыхлости имеет почти в два раза меньший диаметр и меньшую протяженность по сравнению с обычным слитком. Это объясняется сокращением зоны затрудненного питания на заключительном этапе кристаллизации слитка и, соответственно, лучшими условиями ее подпитки жидким металлом.

Усадочная раковина в опытном слитке сконцентрирована в осевой части и имеет небольшое развитие по шири-

не (23,1 % среднего диаметра), при этом значительно развита по высоте (50,4 % высоты тела слитка) (см. табл. 3). Такое расположение усадочной раковины обеспечивает ее практически полное удаление при деформационной обработке слитка и получении полых поковки.

Анализ данных по развитию химической неоднородности (см. табл. 4) показывает, что в слитке с надставкой-холодильником она выражена существенно слабее, что можно объяснить более равномерным распределением по высоте слитка таких сильно ликвирующих элементов, как углерод, сера и фосфор.

Замедление процесса перераспределения ликвирующих примесей и уменьшение степени развития химической неоднородности обусловлено более интенсивными процессами кристаллизации, проходящими в опытном слитке, за счет охлаждающего воздействия не только со стороны поддона, но и в верхней части слитка со стороны массивной прибыльной надставки. Для уточнения механизма кристаллизации слитка с захлаживающей прибыльной надставкой в лабораторных условиях на плоских моделях изложниц [6] было проведено физическое моделирование процессов отливки и затвердевания слитков с различной скоростью затвердевания головной части с целью выявления особенностей их строения и развития структурных зон.

Результаты расчета масштабов моделируемого процесса приведены в табл. 5. Приведенные данные свидетельствуют о сопоставимости процессов кристаллизации, протекающих в изложнице, наполненной жидкой сталью 38ХНЗМФА, и на лабораторной установке с моделирующим веществом – гипосульфит.

В процессе проведения экспериментов продвигающийся фронт кристаллизации разделяли на две составляющие: горизонтальную – твердую фазу, нарастающую последовательно от боковых стенок к центру изложницы, и вертикальную – характеризующую про-

Таблица 1

Химический состав ковшевых проб стали

Слиток	$m_{сл}$, Т	Содержание элементов, %									
		С	Мп	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V
Обычный	4,50	0,41	0,52	0,39	0,015	0,017	0,11	0,15	0,12	–	–
Опытный	1,53	0,34	0,48	0,33	0,014	0,008	1,42	3,25	0,10	0,38	0,11

Таблица 2

Геометрические размеры слитков и технологические параметры их разлики

Слиток	$m_{сл}$, Т	H/D	$k_{ге}^*$, %	$V_{пр}$, %	$T_{вып}$, °С	$T_{разл}$, °С	$\tau_{тела}$, МИН	$\tau_{пр}$, МИН
Обычный	4,5	2,16	1,5	16,67	1665	1570	2,70	1,30
Опытный	1,53	1,99	6,1	4,00	1640	1570	1,55	1,10

* Здесь и далее приведены значения конусности на обе стороны

Таблица 3

Структурные параметры слитков

Параметр	Слиток с утепляющей надставкой	Слиток с захлаживающей надставкой
Корковая зона:		
средняя ширина зоны, мм	15	10,5
% к площади осевого темплета	5,7	3,0
Зона столбчатых дендритов:		
средняя ширина зоны, мм	55	96,1
% к площади осевого темплета	11,9	53,2
средний размер кристаллов, мм	49	42
средний угол наклона к горизонту, град	22	14
Зона крупных различно ориентированных дендритов:		
% к площади осевого темплета	49,0	31,4
средний размер кристаллов, мм	9,1	8,6
средний угол наклона, град	41,7	57
Конус осаждения:		
высота, мм	685	204
% к высоте тела слитка	43,1	20,8
максимальный диаметр, мм	487	158
% к среднему диаметру тела слитка	76,1	34,3
% к площади осевого темплета тела слитка	26,7	3,5
средний размер кристаллов, мм	5,1	3,6
средний угол наклона, град	53,2	62
Зона осевой рыхлости:		
протяженность, мм	720	391
% к высоте тела слитка	52,2	39,9
максимальный диаметр, мм	100	37
% к среднему диаметру слитка	15,6	8,0
% к площади осевого темплета тела слитка	6,6	1,7
средний размер кристаллов, мм	5,7	12,5
средний угол наклона, град	54	53
Усадочная раковина:		
протяженность, мм	220	494
% к высоте тела слитка	–	50,4
% к площади осевого темплета тела слитка	–	7,2
максимальный диаметр в теле слитка, мм	–	111,4
% к среднему диаметру тела слитка	–	23,1

Таблица 4

Химическая неоднородность слитков

Параметр	Слиток с утепляющей надставкой	Слиток с захлаживающей надставкой
Положительная ликвация, %:		
углерод	+10,8	+3,0
сера	+18,8	+7,1
фосфор	+18,0	0
Отрицательная ликвация, %:		
углерод	–8,1	–3,0
сера	–6,3	–14,3
фосфор	–9,1	–11,1
Суммарная ликвация, %:		
углерод	18,9	6,0
сера	25,1	21,4
фосфор	27,1	11,1

Таблица 5

Расчет масштабов моделирования кристаллизации слитка с вогнутой донной частью

Параметр	Обозначение параметра	Значение масштаба
Временной масштаб моделирования	$\mu\tau$	0,67
Линейный масштаб	μe	4,28
Масштаб подобия интенсивности теплоотдачи	μa	1,12
Масштаб подобия температурных перепадов	$\mu\Delta t$	3,65
Масштаб подобия тепловых потоков	μq	4,09
Масштаб подобия интенсивности динамического воздействия	μE	4,98

движение твердой фазы в направлении от низа изложницы к ее центру.

Результаты моделирования показали (рис. 2), что в опытном слитке скорость нарастания твердой фазы в горизонтальном направлении существенно превышает аналогичный параметр для сравнительного слитка, а к концу затвердевания, когда процессы перераспределения примесей получают наибольшее развитие, эта разница увеличивается до двух и более раз.

Таким образом, интенсивное развитие процесса последовательной кристаллизации способствует подавле-

нию ликвационных процессов и выравниванию химического состава металла по высоте и сечению слитка.

Полученные результаты показали, что слиток с заложенной верхней частью может быть использован для производства полых поковок. Узкая усадочная раковина, сконцентрированная в осевой зоне и верхней части слитков, будет гарантированно удаляться при ковке слитков и сверлении полученных поковок.

Для подтверждения результатов исследования была проведена промышленная отливка слитков стали 15Х2МФА массой 13,56 и 12,14 т, геометрические параметры которых и технологические факторы разливки представлены в табл. 6.

Из данных слитков ковкой получали полые заготовки, из которых в соответствии со схемой на рис. 3 отбирались пробы для проведения химического анализа и определения механических свойств.

Схема распределения углерода в исходных сравнительном и опытном слитках массой 13,56 и 12,14 т соответственно представлена на рис. 4.

Нижняя часть слитка традиционной формы характеризуется пониженным содержанием углерода (см. рис. 4, а). В подприбыльной области содержание углерода повышено, что соответствует общепринятым представлениям о ликвации в крупных кузнечных слитках. В слитке с заложенной верхней частью наблюдается более однородное распределение углерода (см. рис. 4, б).

Область скопления ликвирующих примесей в опытном слитке менее выражена и сосредоточена в центральной части слитка, удаляемой в отходы, годная часть поковки характеризуется высокой однородностью по хи-

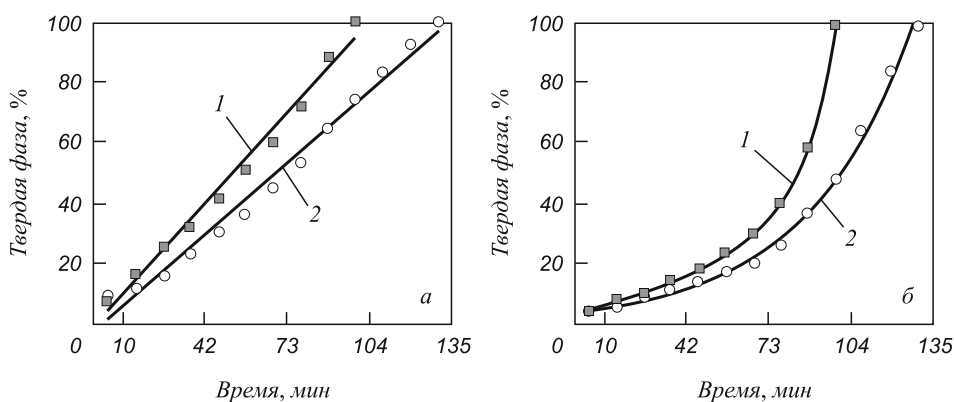


Рис. 2. Продвижение вертикального (а) и горизонтального (б) фронтов кристаллизации слитков с различными надставками: 1 – надставка-холодильник; 2 – утепляющая надставка

Таблица 6

Геометрические параметры и технологические факторы отливки слитков

$m_{сл}$, т	H/D	$k_{тс}$, %	$V_{пр}$, %	$T_{вып}$, °С	$T_{разл}$, °С	$\tau_{тела}$, МИН	$\tau_{пр}$, МИН
13,56	2,05	9,0	17,6	1655	1570	5,10	3,80
12,14	2,05	9,0	4,0	1655	1570	5,15	2,35

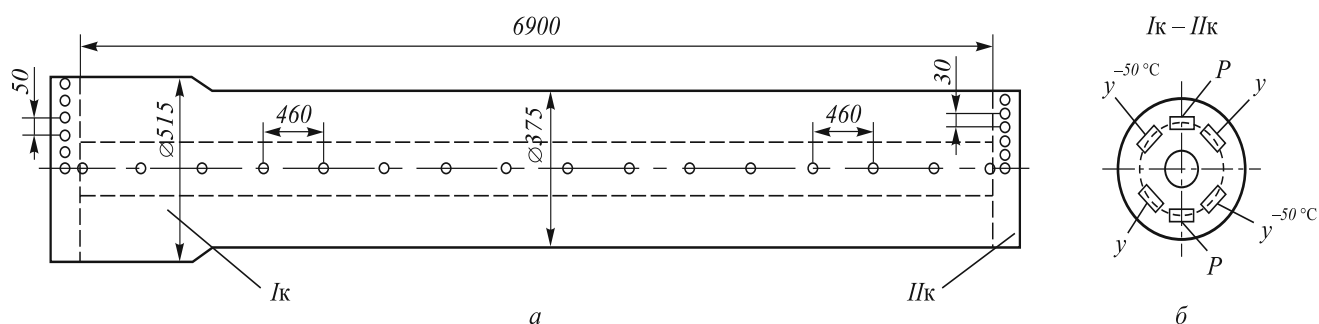


Рис. 3. Схема отбора концевых дисков (а) и образцов для определения уровня механических свойств (б) поковок из слитков массой 13,56 и 12,14 т. I_к – первый конец поковки, соответствующий донной части слитка; II_к – второй конец поковки, соответствующий прибыльной части слитка; У – ударные образцы; Р – разрывные образцы

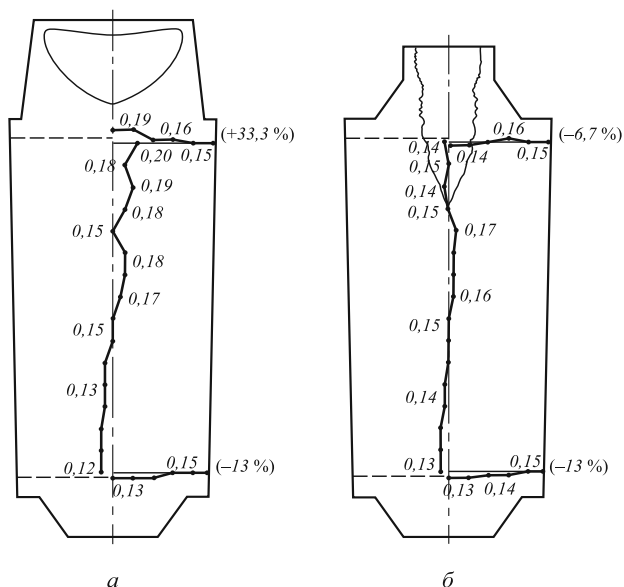


Рис. 4. Распределение углерода по высоте и сечению слитков массой 13,56 т, отлитых в изложницу с утепляющей надставкой (а) и массой 12,14 т с надставкой-холодильником (б)

мическому составу. Особенностью слитка с захлажденной верхней частью является то, что как в нижней, так и в верхней его частях ликвация имеет отрицательные значения. Такое различие в распределении элементов в объеме слитков с различными типами надставок объясняется особенностями их кристаллизации. В слитке традиционной формы в последнюю очередь затвердевает головная его часть, поэтому максимальное количество ликвирующих примесей, отгесняемых в процессе кристаллизации, концентрируются в ней и в подприбыльной области. При использовании надставки-холодильника последние порции металла, обогащенные ликватами, застывают в узкой центральной части слитка, затвердевающей последней, а верхние и нижние горизонты практически идентичны по химическому составу.

Расчет суммарной ликвации углерода сравниваемых слитков показал, что в обычном слитке она составляет 46,3 %, а в слитке с захлажденной верхней частью всего 6,3 %, что свидетельствует о существенном подавлении развития химической неоднородности.

Готовые полые изделия проходили штатные испытания в соответствии с нормативно-техническим регламентом. Пробы для исследования качественных характеристик металла полых поковок отбирались из колец толщиной 20 мм. Контролю подвергались два кольца, по одному от каждого конца поковки, что соответствует донной и головной частям слитка (см. рис. 3).

Контроль макроструктуры и ликвационной неоднородности на металле концевых дисков не выявил каких либо отклонений. Все изделия, изготовленные из слитков с захлаженной верхней частью, соответствовали предъявляемым требованиям. Сопоставление уровня механических свойств металла промышленных поковок, изготовленных из опытных – с захлаженной верхней частью, и обычных – прибыльных слитков для однотипной поковки представлено в табл. 7, 8. Сравнивались усредненные значения по данным испытаний нескольких поковок.

Анализ представленных в табл. 7 данных показывает, что прочностные характеристики металла и величины относительных удлинений опытных и сравнительных слитков находятся на одном уровне. Значения коэффициента неравномерности распределения уровня механических свойств по концам поковок, изготовленных из слитков с захлаженной верхней частью, в 1,4 – 4,7 раз меньше, чем в поковках из слитков традиционной формы. Это связано с более равномерным распределением ликвирующих примесей по длине поковок, изготовленных из слитков с захлаженной верхней частью. Повышенная химическая однородность изделий из слитков, отлитых с использованием надставок-холодильников, обусловлена их ускоренной кристаллизацией. Для однородной по химическому составу поковки проще подобрать температурный режим окончательной термической обработки, так как отпадает необходимость проведения дифференцированной термообработки.

Анализ представленных в табл. 8 данных показывает, что прочностные характеристики металла и значения относительного удлинения опытных и сравнительных слитков находятся на одном уровне. Значения коэффициента неравномерности механических свойств по концам поковок, изготовленных из слитков с захла-

Таблица 7

Механические свойства по концам полых поковок, полученных из опытного и сравнительного слитков

Тип поковки	Количество поковок, шт	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	Излом	KCU, кДж/м ²	НВ	Макроструктура
Трубная поковка (опытные)	15	653	745	20,3	74,3	В	246	236	Г
Трубная поковка (сравнительные)	10	637	728	19,7	73,4	В	239	222	Г
Абсолютное изменение механических свойств		16	17	0,6	0,9		7	13,5	
То же, % к сравнительным		2,5	2,3	3	1,2		2,8	5,7	
Поковка типа кокиль (опытные)	2	430	629	18,0	44,0	В	241	216	Г
Поковка типа кокиль (сравнительные)	7	415	634	17,9	43,2	В	233	211	Г
Абсолютное изменение механических свойств		15	-5	0,1	0,8		8	5	
То же, % к сравнительным		3,4	-0,7	0,6	1,8		3,3	2,3	

Таблица 8

Сравнение коэффициента неравномерности механических свойств по противоположным концам поковок из опытных и традиционных слитков

Механические свойства		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, кДж/м ²
Слиток с надставкой-холодильником	Разница между максимальным и минимальным значениями	2,3	5,3	2,2	6,5	14
	Коэффициент неравномерности механических свойств, %	4,8	3,3	11,4	9,6	5,7
Слиток с утепляющей надставкой	Разница между максимальным и минимальным значениями	129	117,5	4,5	9,2	26,9
	Коэффициент неравномерности механических свойств, %	19,1	15,3	23,4	13,6	11
Кратность уменьшения разброса механических свойств, раз		4	4,7	2	1,4	1,9

женной верхней частью, в 1,4 – 4,7 раз меньше, чем в поковках из слитков традиционной формы.

Это свидетельствует о повышении качества полых поковок, полученных из слитков с захоложенной верхней частью, что делает их производство более технологичным и экономически целесообразным.

Выводы. Изменение теплофизических условий кристаллизации кузнечных слитков за счет применения захлаживающих прибыльных надставок обеспечивает преимущественное продвижение фронта затвердевания в горизонтальном направлении и ускорение темпа кристаллизации в головной части слитка.

Сравнение слитков, отлитых с различным утеплением головной части показало, что слитки с ускоренной кристаллизацией головной части обладают повышенной структурной и химической однородностью, а также рациональной формой и оптимальным расположением усачной раковины, что позволяет при производстве полых изделий полностью удалить ее в отходы.

Исследование качества металла полых поковок, полученных из обычного прибыльного слитка и слитка с захоложенной верхней частью массой 13,56 и 12,14 т показало существенное возрастание равномерности

распределения механических свойств по объему поковок из опытных слитков, что обусловлено подавлением ликвационных процессов и повышением однородности химического состава в исходном слитке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жульев С.И., Зюбан Н.А. Производство и проблемы качества кузнечного слитка. – ВолгГТУ: РПК «Политехник», 2003. – 168 с.
2. Дурьнин, В.А., Солнцев Ю.П. Исследование и совершенствование технологии производства с целью повышения ресурса стальных изделий из крупных поковок ответственного назначения. – Спб.: ХИМИЗДАТ, 2006. – 272 с.
3. Дуб В.С., Дуб А.В. // Электрометаллургия. 2006. № 11. С. 18 – 22.
4. Жульев С.И. Оптимизация процессов производства кузнечных слитков для поковок ответственного назначения с использованием САПР-технологий: Дисс. ... докт. техн. наук. – Волгоград, 1991. – 372 с.
5. Скобло С.Я., Казачков Е.А. Слитки для крупных поковок. – М.: Металлургия, 1973. – 248 с.
6. Шамрей В.А., Жульев С.И. // Металлург. 2007. № 11. С. 49 – 54.

МЕТОД РАСЧЕТА ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА ПРИ СОРТОВОЙ ПРОКАТКЕ

Развитие сортопрокатного производства направлено на повышение производительности и качественных показателей профилей, в процессе изготовления которых могут применяться различные виды термомеханического упрочнения.

Расчет температурного режима прокатки и последовательного охлаждения произведен с использованием компьютерной информационной системы [1], основанной на математической модели, позволяющей рассчитывать температурные поля по сечению металла.

Температурная модель в настоящей работе основана на применении метода контрольного объема (МКО), основой которого является численный подход к решению дифференциальных уравнений в полных и частных производных. Это позволяет просто и быстро получать удовлетворительную точность результатов [2, 3].

Использование МКО для вычислений распределения температуры в областях с криволинейными границами требует решения о выборе способа представления контура и, соответственно, способа аппроксимации условий теплообмена на границе. Простейший способ связан с заменой криволинейной границы дискретной границей сетки. Принадлежащие области узлы сетки делятся на внутренние и граничные. Чтобы однозначно определить, является ли узел внутренним или граничным, необходимо иметь набор коэффициентов линей-

ных и квадратичных уравнений, описывающих границы каждого калибра.

Все типы калибров в компьютерной информационной системе объединены в две глобальные группы: калибры первого порядка (рис. 1, а, в), границы которых описываются уравнениями первого порядка (линейными функциями) и группа калибров второго порядка (рис. 1, б) с границами, определяемыми кривыми первого и второго порядков (линейными и квадратичными функциями).

Для определения коэффициентов уравнений, описывающих границу калибров простой геометрической формы обоих типов (см. рис. 1, а, б) и двухручьевого калибра сложной геометрической формы (рис. 1, в), необходимым и достаточным условием является наличие информации о расположении пяти точек: $(X_1; Y_1)$, $(X_2; Y_2)$, $(X_{мн}; Y_{мн})$, $(X_4; Y_4)$ и $(X_3; Y_3)$. При известном межвалковом зазоре s , ширине b_k и мнимой высоте $h_{мн}$ калибра и ширине дна b_d для калибров простой геометрической формы (см. рис. 1, а, б) эти точки могут быть однозначно выражены. При многоиточной прокатке вводятся дополнительные параметры, такие как l_n и h_n – ширина и осевая высота перемычки.

Если у кривой первого порядка известны координаты двух различных точек $(X_A; Y_A)$, $(X_B; Y_B)$, то коэффициенты линейного уравнения $y = kx + p$ могут быть найдены из зависимостей, приведенных в таблице.

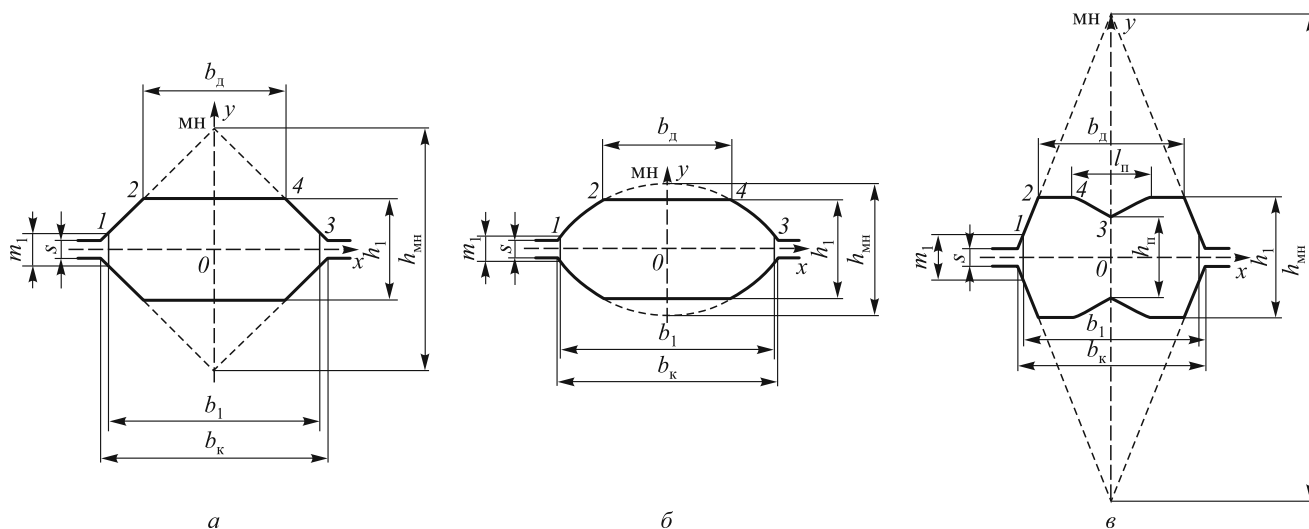


Рис. 1. Калибры первого (а, в) и второго (б) порядка

Коэффициенты уравнений первого и второго порядков, описывающих границу калибров различной геометрической формы

Первый порядок	Второй порядок
$k_{A,B} = \frac{Y_B - Y_A}{X_B - X_A}$	$a_{A,B,C} = \frac{Y_C - \frac{X_C(Y_B - Y_A) + X_B Y_A - X_A Y_B}{X_B - X_A}}{X_C(X_C - X_A - X_B) + X_A X_B}$
$p_{A,B} = \frac{X_B Y_A - X_A Y_B}{X_B - X_A}$	$b_{A,B,C} = \frac{Y_B - Y_A}{X_B - X_A} - a(X_A + X_B)$
-	$c_{A,B,C} = \frac{X_B Y_A - X_A Y_B}{X_B - X_A} + a X_A X_B$

Для кривой второго порядка необходимым и достаточным является наличие известных координат трех различных точек $(X_A; Y_A)$, $(X_B; Y_B)$, $(X_C; Y_C)$. Коэффициенты квадратичного уравнения $y = ax^2 + bx + c$ могут быть найдены из равенств, приведенных в таблице.

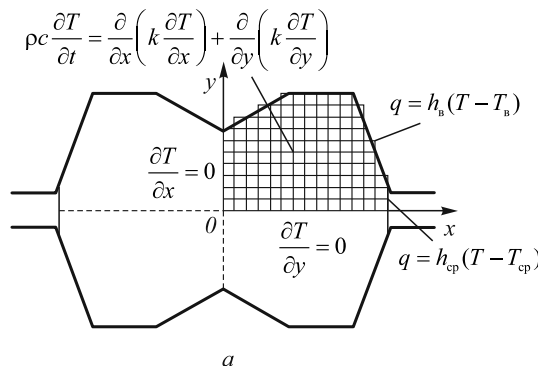
Имея набор коэффициентов линейных и квадратичных уравнений, описывающих границы каждого калибра, можно создать температурную модель с краевыми условиями, приведенную на рис. 2, а [4].

Температурное поле как в очаге деформации, так и в межклетевом промежутке находится решением дифференциальных уравнений в частных производных, являющихся математическим описанием закона сохранения энергии. Обозначив две пространственные переменные через декартовы координаты x , y и время через t , можем записать уравнение теплопроводности в виде [5]

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right), \quad (1)$$

где T – температура; c – теплоемкость; ρ – плотность; k – коэффициент теплопроводности.

Численное решение уравнения (1) представляет собой набор значений температуры по сечению металла в узлах решетки, приведенной на рис. 2, а, где h_b и h_{cp} – коэффициенты теплоотдачи валкам и окружающей среде; T_b и T_{cp} – температура валков и окружающей среды (в дальнейших рассуждениях обозначается как T_∞).



Расчетная область разбивается на некоторое число непересекающихся контрольных объемов ($\Delta z = 1$) таким образом, что каждая узловая точка содержится в одном (см. рис. 2, б). Дифференциальное уравнение интегрируется по каждому объему. В результате находится дискретный аналог дифференциального уравнения, в который входят значения T в нескольких узловых точках.

Поскольку время является однонаправленной координатой, то для численного решения уравнения (1) необходимо определить значения температуры для времени $t + \Delta t$, передвигаясь по времени от заданного начального распределения T в узловых точках для времени t .

Интегрируя левую часть уравнения (1) по контрольному объему (см. рис. 2, б) и по временному интервалу от t до $t + \Delta t$, получаем

$$\rho c \int_{y_3}^c \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial T}{\partial t} dt dx dy = \rho c \Delta y \Delta x (T_p^1 - T_p^0), \quad (2)$$

где верхние индексы 1 и 0 означают соответственно новые (неизвестные) и старые (заданные) значения температуры в узле P .

После интегрирования правой части уравнения (1) имеем

$$\begin{aligned} & \int_t^{t+\Delta t} \int_{y_3}^c \int_{x_3}^b \frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) dx dy dt = \\ & = \int_t^{t+\Delta t} \left[\left(\frac{k_b(T_b - T_p)}{(\delta x)_b} - \frac{k_3(T_p - T_3)}{(\delta x)_3} \right) \Delta y + \right. \\ & \left. + \left(\frac{k_c(T_c - T_p)}{(\delta y)_c} - \frac{k_{ю}(T_p - T_{ю})}{(\delta y)_{ю}} \right) \Delta x \right] dt. \end{aligned} \quad (3)$$

Подставляя верхние индексы в уравнение (3), получаем

$$\begin{aligned} & \left[\left(\frac{k_b(T_b^1 - T_p^1)}{(\delta x)_b} - \frac{k_3(T_p^1 - T_3^1)}{(\delta x)_3} \right) \Delta y + \right. \\ & \left. + \left(\frac{k_c(T_c^1 - T_p^1)}{(\delta y)_c} - \frac{k_{ю}(T_p^1 - T_{ю}^1)}{(\delta y)_{ю}} \right) \Delta x \right] \Delta t. \end{aligned} \quad (4)$$

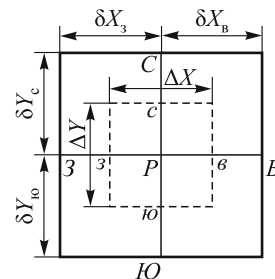


Рис. 2. Дискретная область с граничными условиями (а) и контрольный объем (область, ограниченная пунктирной линией) (б)

Теперь имеются все составляющие, необходимые для получения дискретного аналога, отвечающего общему дифференциальному уравнению нестационарной двумерной теплопроводности:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} + \frac{\partial q_x}{\partial x} + \frac{\partial q_y}{\partial y} = 0, \quad (5)$$

где q_x и q_y – тепловые потоки, найденные следующим образом:

$$q_x = -k \frac{\partial T}{\partial x}, \quad q_y = -k \frac{\partial T}{\partial y}. \quad (6)$$

Интегрируя уравнение (5) по контрольному объему, приведенному на рис. 2, б, имеем

$$\frac{[(\rho c)_p T_p - (\rho c)_p^0 T_p^0] \Delta x \Delta y}{\Delta t} + q_3 - q_b + q_{ю} - q_c = 0. \quad (7)$$

Значения q_b , q_3 , q_c , и $q_{ю}$ являются проинтегрированными по граням контрольного объема суммарными потоками, т.е. $q_b = \int q_x dy$ для грани b и т.д.

Двумерный дискретный аналог можно записать в следующем виде:

$$a_p T_p = a_b T_b + a_3 T_3 + a_c T_c + a_{ю} T_{ю} + b, \quad (8)$$

где

$$a_b = \frac{k \Delta y}{\delta x}; \quad a_3 = \frac{k \Delta y}{\delta x}; \quad a_c = \frac{k \Delta x}{\delta y}; \quad a_{ю} = \frac{k \Delta x}{\delta y}; \quad (9)$$

$$b = a_p^0 T_p^0; \quad a_p^0 = \frac{(\rho c)_p^0 \Delta x \Delta y}{\Delta t};$$

$$a_p = a_b + a_3 + a_c + a_{ю} + a_p^0.$$

Если плотность теплового потока в точке P_2 (q_{P_2}) в направлении, параллельном оси x через границу (см. рис. 3) определяется как линейная функция от температуры на границе (T_{P_2}), можно записать следующее уравнение, являющееся граничным условием:

$$q_{P_2} = f_c + f_p T_{P_2}, \quad (10)$$

где f_c и f_p – коэффициенты линейного выражения.

Подобное граничное условие возникает, когда заданы коэффициент теплоотдачи на границе (h) (см. рис. 2, а) и температура окружающей среды (T_∞). Тогда, при отводе теплоты с поверхности металла:

$$q_{P_2} = h(T_\infty - T_{P_2}), \quad (11)$$

следовательно, можно записать $f_c = hT_\infty$ и $f_p = -h$.

Когда плотность теплового потока в направлении, параллельном оси x (см. рис. 3) через границу задана уравнением (10), дискретный аналог с краевыми усло-

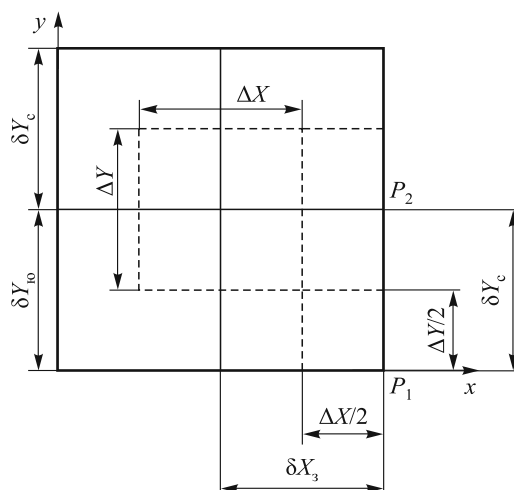


Рис. 3. К описанию граничных условий при решении нестационарной двумерной температурной задачи

виями теплообмена можно выразить как

$$a_{P_2} T_{P_2} = a_3 T_3 + d, \quad (12)$$

где

$$d = a_c T_c^* + a_{ю} T_{ю}^* + b;$$

$$b = a_p^0 T_p^0 + f_c; \quad (13)$$

$$a_{P_2} = a_3 + a_c + a_{ю} + a_p^0 - f_p.$$

Параметры a_3 , a_c , $a_{ю}$, a_p^0 определяются из формулы (9), a_b не существует для точки P_2 (см. рис. 3).

Здесь T^* обозначает оценочное значение переменной температуры, которое обсуждается ниже, Δx для точек P_1 и P_2 – половина контрольного объема, Δy – половина контрольного объема для каждого узла на оси x , при этом значения $a_{ю}$ для точки P_1 не существует (см. рис. 3).

Определив коэффициенты a_p , a_b , a_3 , a_c , $a_{ю}$, a_p^0 и d для каждой узловой точки, решается система уравнений относительно T в узлах решетки, используя метод прогонки или Tri-Diagonal-Matrix-Algorithm (TDMA) [2, 5].

Имея узловые точки с номерами 1, 2, 3, ..., N , дискретный аналог можно записать в следующем виде:

$$a_i T_i = b_i T_{i+1} + c_i T_{i-1} + d_i, \quad (14)$$

где $i = 1, 2, 3, \dots, N$. Номера 1 и N относятся к точкам на границе.

Таким образом, температура T_i связана с соседними значениями T_{i-1} и T_{i+1} . Для узловых точек на границе $c_1 = 0$ и $b_N = 0$, следовательно температуры T_0 и T_{N+1} не будут иметь смысла.

Приведенные условия означают, что T_1 выражается через T_2 , а T_2 через T_3 , и процесс подстановки продолжается до тех пор, пока значение T_N не будет выражено через T_{N+1} . Поскольку T_{N+1} не существует, в

действительности на данном этапе получено численное значение T_N . Это позволяет начать процесс обратной подстановки, в котором T_{N-1} получится из T_N , T_{N-2} – из T_{N-1} , ..., T_2 – из T_3 и T_1 – из T_2 .

При прямой подстановке имеем

$$T_i = P_i T_{i+1} + Q_i \quad (15)$$

после того, как получено

$$T_{i-1} = P_{i-1} T_i + Q_{i-1}. \quad (16)$$

Подставляя (16) в (14), получаем следующее соотношение:

$$a_i T_i = b_i T_{i+1} + c_i (P_{i-1} T_i + Q_{i-1}) + d_i, \quad (17)$$

которое приводим к равенству вида (15). Коэффициенты P_i и Q_i запишем в виде

$$P_i = \frac{b_i}{a_i - c_i P_{i-1}}; \quad Q_i = \frac{d_i + c_i Q_{i-1}}{a_i - c_i P_{i-1}}. \quad (18)$$

Эти рекуррентные соотношения определяют P_i и Q_i через P_{i-1} и Q_{i-1} . На границе, при $i = 1$, $c_1 = 0$, P_i и Q_i определяются в следующем виде:

$$P_i = \frac{b_i}{a_i}; \quad Q_i = \frac{d_i}{a_i}. \quad (19)$$

На другой границе, при $i = N$, $b_N = 0$, получаем, что $P_N = 0$, $T_N = Q_N$.

С этого момента осуществляется обратная подстановка с использованием уравнения (15).

Алгоритм прогонки является удобным методом решения алгебраических одномерных уравнений, которые приводятся в виде (14), но не может быть легко расширен на случай двумерных уравнений. В таких случаях применяется метод переменных направлений.

Если в дискретном аналоге (8) в направлении оси y предположить известными T_C и $T_{Ю}$, то в нем останутся только три неизвестные: T_P , T_B и T_3 . Построив такие уравнения с тремя неизвестными вдоль линии, параллельной оси x , получим

$$a_i T_i = b_i T_{i+1} + c_i T_{i-1} + d_i, \quad (20)$$

где T_i , T_{i+1} и T_{i-1} соответствуют T_P , T_B и T_3 , а коэффициенты соотносятся следующим образом:

$$a_i = a_p; \quad b_i = a_b; \quad c_i = a_3; \quad d_i = a_C T_C^* + a_{Ю} T_{Ю}^* + b, \quad (21)$$

где T^* обозначает оценочное значение переменной.

Метод переменных направлений состоит в том, что сначала прогонка применяется для всех линий, парал-

лельных оси x , а затем повторяется для всех линий, параллельных оси y . Рассчитанные новые значения T вдоль линии используются в качестве оценок T^* при решении уравнений для соседней линии. Последовательность выбора линий может быть произвольной. В компьютерной системе сначала рассматривается линия вдоль оси x сразу над нижней границей. Затем все параллельные ей линии перебираются снизу вверх до верхней границы и в обратном направлении (с новыми оценками T^*). После этого применяется прогонка ко всем линиям вдоль оси y слева направо и обратно. Получение сошедшегося решения производится путем последовательных повторений вычислений (итераций).

Температурное поле металла на выходе из очага деформации определяется зависимостью

$$T_{P,t+\Delta t} = T_{P,t} + \Delta T_d, \quad \Delta T_d = \frac{\eta_b \sigma_s \ln(h_0 / h_1)}{\rho c},$$

где η_b – коэффициент выхода тепла (принимается равным 0,90); σ_s – сопротивление металла деформации при заданной температуре.

По изложенной выше математической модели расчета теплообмена раската в очаге деформации и в паузах между проходами разработан программный блок системы автоматизированного проектирования технологических процессов односточной и многосточной горячей прокатки и последеформационного охлаждения в потоке стана, позволяющий рассчитывать температурные поля по сечению металла. Математическая модель адекватно описывает протекающие процессы и может использоваться для расчета температуры раската в очаге деформации, в паузах между проходами, деформационного разогрева и последеформационного охлаждения как ускоренного, так и на воздухе, энергосиловых параметров процесса и структурообразования при сортовой прокатке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смирнов В.К., Шилов В.А., Инарович Ю.В. Калибровка прокатных валков: Учеб. пособие для вузов. Изд. 2-е перераб. и доп. – М.: Теплотехник, 2010. – 490 с.
2. Patankar S.V. Numerical Heat Transfer and Fluid Flow. Series in Computational Methods and Thermal Science, Hemisphere Publishing Corporation, N.Y., 1980. – 124 p.
3. Патанкар С.В. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 124 с.
4. Трусов В.А., Зинкевич М.Б. // Производство проката. 2012. № 2. С. 7 – 11.
5. Патанкар С.В. Численное решение задач теплопроводности и конвективного теплообмена при течении в каналах: Пер. с англ. Е.В. Калабина; под. ред. Г.Г. Янькова. – М.: Изд. МЭИ, 2003. – 312 с.

© 2012 г. В.А. Трусов, М.Б. Зинкевич,
И.С. Новожилов
Поступила 27 марта 2012 г.

УДК 621.7

В.Н. Трофимов, Т.В. Кузнецова, Т.Е. Мельникова

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

О ПРОФИЛИРОВАНИИ КАНАЛА ВОЛОЧИЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Волочение металлов и сплавов остается одним из наиболее распространенных и высокопроизводительных технологических процессов обработки металлов давлением.

В настоящее время при разработке технологических режимов однократного волочения и проектировании маршрутов многократного волочения наиболее широко используется расчет по коэффициенту запаса

$$\gamma = \sigma_{\text{в}} / \sigma_{\text{вол}} \leq [\gamma],$$

$\sigma_{\text{в}}$ – предел прочности; $\sigma_{\text{вол}}$ – напряжение волочения; $\gamma = 1,5 \div 2,5$ – допускаемое значение γ , определяемое опытным путем.

Увеличение коэффициента γ за счет уменьшения $\sigma_{\text{вол}}$ позволяет снизить энергозатраты процесса волочения, обрывность и дефектность протягиваемой заготовки.

Несмотря на многочисленные исследования процесса волочения, задача повышения его эффективности путем уменьшения деформирующих усилий остается актуальной.

Одним из направлений решения указанной задачи, основным параметром которой является угол наклона образующей канала волоки $\alpha_{\text{в}}$, является оптимизация геометрии канала технологического волочильного инструмента.

Теоретический анализ процесса волочения на качественном уровне и практика волочения показывают, что существует зона оптимальных углов $\alpha_{\text{вопт}}$, в пределах которой напряжение волочения $\sigma_{\text{вол}}$ принимает минимальное значение [1]. Авторы работы [1] отмечают, что наиболее приемлемые результаты при расчете оптимальных углов канала конической волоки дает формула Ш. Гелеи

$$\sin \alpha_{\text{вопт}} = \sqrt{\frac{2,6 f_n \delta}{2 - \delta}},$$

где f_n – коэффициент трения (закон Кулона); $\delta = (\lambda - 1)/\lambda$ – относительное обжатие; $\lambda = F_0/F_1$ – вытяжка; F_0 и F_1 – площадь сечения заготовки до и после волочения.

На практике, как правило, используют стандартные волоки, для которых угол $\alpha_{\text{в}}$ часто не является оптимальным, что при многократном волочении ведет к увеличению числа переходов, т.е. дробности деформации, повышению дефектности протягиваемого изделия и ухудшению энергосиловых параметров процесса.

При использовании стандартных волок задача проектирования маршрута волочения заключается в выборе оптимальных вытяжек, обеспечивающих требуемые значения коэффициента γ , а для расчета напряжения волочения широко используется формула, предложенная в работе [1]

$$\bar{\sigma}_{\text{вол}} = \beta \left(\frac{1+a}{a} [1 - \lambda^{-a}] + \bar{\sigma}_q \lambda^{-a} \right), \quad (1)$$

где $\bar{\sigma}_{\text{вол}} = \sigma_{\text{вол}}/\sigma_S$; $\bar{\sigma}_q = \sigma_q/\sigma_S$; σ_S – сопротивление деформации металла, усредненное по очагу деформации; σ_q – напряжение на входе в очаг пластической деформации, учитывающее противонапряжение от внешней силы и от действия упругой зоны; $a = f_n/\text{tg} \alpha_{\text{п}}$; f_n – коэффициент трения; $\alpha_{\text{п}}$ – приведенный угол наклона образующей канала волоки, учитывающий влияние калибрующей зоны; $\beta \approx 1$ – коэффициент, учитывающий форму границ очага пластической деформации.

Также часто применяется упрощенная формула [1]

$$\bar{\sigma}_{\text{вол}} = \ln \lambda [1 + f_n \text{ctg} \alpha_{\text{п}} (1 - \bar{\sigma}_q)] + \bar{\sigma}_q. \quad (2)$$

Расчеты по формулам (1) и (2) не позволяют выявить зону оптимальных углов канала волок $\alpha_{\text{вопт}}$. Авторы работы [1] указали, что причиной этого может являться неучет дополнительных пластических сдвигов на входе и выходе из канала волоки. Но в рамках подхода, использованного в работе [1] для определения $\bar{\sigma}_{\text{вол}}$, учесть дополнительные сдвиги невозможно. Необходимо отметить, что уравнения (1) и (2) получены с учетом граничного условия на входе в очаг деформации $\sigma_{\text{в}}|_{x=0} = \sigma_q$, т.е. не учитывали увеличения продольного напряжения на входе в очаг деформации от дополнительных сдвигов.

В работе [2] для учета дополнительных сдвигов и выявления зоны оптимальных углов канала волок предложена модифицированная формула (2)

$$\bar{\sigma}_{\text{вол}} = \varepsilon [1 + f_n \text{ctg} \alpha_{\text{п}} (1 - \bar{\sigma}_q)] + \bar{\sigma}_q, \quad (3)$$

где $\varepsilon = \ln \lambda + \frac{4}{3\sqrt{3}} \text{tg} \alpha_{\text{в}}$ – степень деформации, определенная с учетом ее приращения на границах очага деформации [3].

Однако прямая замена величины $\ln \lambda$ величиной ε не совсем корректна, так как углы $\alpha_{\text{в}}$ и $\alpha_{\text{п}}$ в формуле (3)

имеют разные значения, а при умножении величины ε на слагаемые в квадратных скобках в формуле (3) появляются выражения, физический смысл которых нельзя объяснить. Кроме того, невозможно непосредственное использование величины ε в формуле (1).

Для определения напряжения волочения на выходе из конической части канала волокна σ_k (без учета калибрующей зоны) используем граничное условие $\sigma_{x|x=0} = \sigma_q + \Delta\sigma_{1\text{доп}}$, где $\Delta\sigma_{1\text{доп}}$ – приращение продольного напряжения на входе в очаг деформации за счет дополнительных сдвигов. Также учтем, что на выходе из конической части канала за счет дополнительных сдвигов напряжение волочения возрастает на величину $\Delta\sigma_{2\text{доп}}$.

Таким образом, напряжение σ_k можно определить

$$\sigma_k = \sigma'_k + \Delta\sigma_{2\text{доп}}, \quad (4)$$

где σ'_k – продольное напряжение в очаге деформации, определяемое по формулам (1) или (2) с учетом принятого граничного условия.

Для определения величин $\Delta\sigma_{1\text{доп}}$ и $\Delta\sigma_{2\text{доп}}$ используем метод баланса мощностей.

Мощность, затрачиваемая на дополнительный сдвиг частицы материала на границе зоны деформации, являющейся поверхностью разрыва скорости, определяется выражением [4]

$$N_{\text{сдв}} = \int_S \tau_s |\Delta V_{II}| dS = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_s \int |\Delta V_{II}| dS, \quad (5)$$

где $\Delta V_{II} = V''_{II} - V'_{II}$ – разрыв составляющей скорости, параллельной поверхности разрыва; V'_{II} и V''_{II} – параллельная составляющая скорости до и после поверхности разрыва; S – площадь поверхности разрыва; σ_s и τ_s – сопротивление деформации и сопротивление деформации при сдвиге.

Поскольку перпендикулярная составляющая скорости частицы V_{\perp} при переходе через поверхность разрыва не изменяется, то для принятой схемы очага деформации (рис. 1) угол наклона произвольной линии тока α и осевая составляющая скорости на входе в зону деформации определяются выражениями [3]

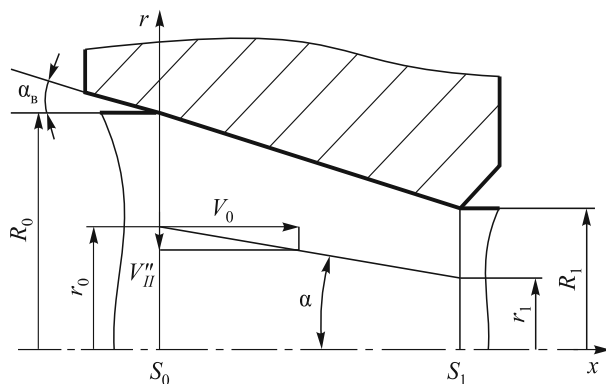


Рис. 1. Схема очага деформации

$$\text{tg}\alpha = \bar{r} \text{tg}\alpha_b; \bar{r} = r_0/R_0 = r_1/R_1 = \text{const}; V_x = V_0.$$

На границе S_0 разрыв скорости равен ($V'_{II} = 0$)

$$\Delta V_{II} = V_0 \bar{r} \text{tg}\alpha_b = V_1 \left(\frac{R_1}{R_0} \right)^2 \bar{r} \text{tg}\alpha_b. \quad (6)$$

Из выражений (6) и (5) определим мощность сил сдвига на границе S_0

$$N_{\text{сдв}} = \frac{2}{3\sqrt{3}} \sigma_s \pi R_0^2 \text{tg}\alpha_b V_0. \quad (7)$$

С другой стороны, мощность сил сдвига можно определить $N_{\text{сдв}} = \Delta\sigma_{1\text{доп}} \pi R_0^2 V_0$.

Из последнего выражения получим

$$\Delta\sigma_{1\text{доп}} = \frac{2}{3\sqrt{3}} \sigma_s \text{tg}\alpha_b = 0,385 \sigma_s \text{tg}\alpha_b. \quad (8)$$

Аналогично можно показать, что мощность сил сдвига на границе S_1 также определяется формулой (7), а приращение напряжения $\Delta\sigma_{2\text{доп}}$ – формулой (8).

С учетом выражений (4) и (8), формулы (1) и (2) примут вид

$$\bar{\sigma}_k = \left(1 + \frac{\text{tg}\alpha_b}{f_n} \right) (1 - \lambda^{-a}) + \bar{\sigma}_q \lambda^{-a} + 0,385 \text{tg}\alpha_b (1 + \lambda^{-a}); \quad (9)$$

$$\bar{\sigma}_k = \ln \lambda [1 + f_n \text{ctg}\alpha_b (1 - \bar{\sigma}_q) - 0,385 f_n] + \bar{\sigma}_q + 0,77 \text{tg}\alpha_b, \quad (10)$$

где $\bar{\sigma}_k = \sigma_k / \sigma_s$ относительное напряжение волочения на выходе из зоны деформации.

Результаты расчета относительного напряжения волочения по формулам (1) – (3), (9) и (10) приведены на рис. 2.

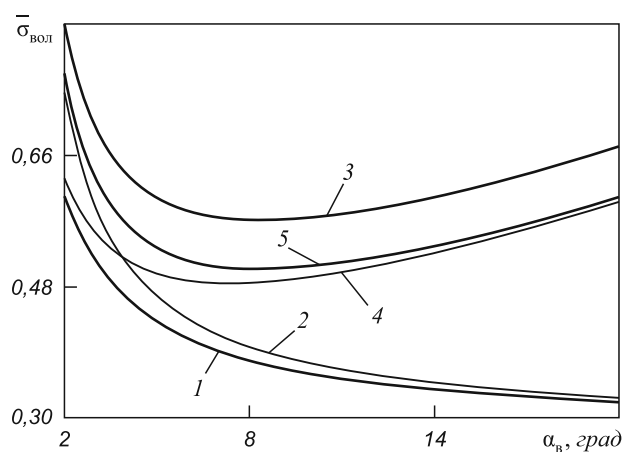


Рис. 2. Зависимость относительного напряжения $\bar{\sigma}_k$ от угла α_b ($f_n = 0,1$; $\lambda = 1,2$; $\bar{\sigma}_q = 0$):

1 – формула (1); 2 – формула (2); 3 – формула (3); 4 – формула (9); 5 – формула (10)

Из рис. 2 видно, что формулы (1) и (2) не выявляют зоны оптимальных углов. Кроме того, они дают заниженные значения $\bar{\sigma}_k$, что может привести к неоправданному завышению расчетных значений коэффициента γ .

Расчет по формулам (3), (9) и (10) позволяет выявить зону оптимальных углов, однако величина напряжений волочения в области оптимальных углов существенно различается: формула (9) дает наименьшее значение, а формула (3) – наибольшее, что объясняется использованием упрощений, принятых при ее выводе, а также указанными недостатками непосредственного применения величины степени деформации ϵ .

Анализ результатов расчета напряжения волочения по формулам (3), (9) и (10) для других значений λ , f_n и $\bar{\sigma}_q$ показывает, что с их уменьшением расчетные значения $\bar{\sigma}_k$ сближаются, однако указанное различие результатов сохраняется. Поэтому применение формулы (9) в проектировочных расчетах следует признать более правильным, так как завышение значения напряжения волочения и, следовательно, уменьшение коэффициента запаса γ необходимо компенсировать уменьшением вытяжки λ [1], что ведет к увеличению дробности деформации, необходимости более частых отжигов и увеличению себестоимости готовой продукции.

Получим соотношения для определения оптимальных углов конических волок из условия $d\bar{\sigma}_k/dtg\alpha_b = 0$.

Из формул (9) и (10) после преобразований получим

$$\frac{d\bar{\sigma}_k}{dtg\alpha_b} = \frac{1}{f_n^2} (1 - \lambda^{-a}) - \frac{\lambda^{-a} \ln \lambda}{tg^2 \alpha_b} \times [1 - f_n \bar{\sigma} + tg\alpha_b / f_n - 0,385 tg\alpha_b] = 0; \quad (11)$$

$$\frac{d\bar{\sigma}_k}{dtg\alpha_b} = 0,77 - \ln \lambda \frac{f_n}{tg^2 \alpha_b} (1 - \bar{\sigma}) = 0. \quad (12)$$

Решение трансцендентного уравнения (11) можно получить численно или графически с использованием математического процессора MathCAD.

Уравнение (12) имеет решение в явном виде, аналогичное решению, полученному в работе [2]

$$tg\alpha_b = 1,14 \sqrt{f_n \ln \lambda (1 - \bar{\sigma}_q)}. \quad (13)$$

Анализ решений по уравнению (11) и формуле (13) показывает, что с увеличением f_n , λ и уменьшением $\bar{\sigma}_q$ зона оптимальных углов смещается в область больших значений, и наоборот. Однако полученные значения оптимальных углов могут существенно различаться.

На рис. 3 приведены результаты расчета оптимальных углов канала волокна в зависимости от вытяжки по формуле Ш. Гелеи. При отсутствии противонапряжения результаты расчета по формуле Ш. Гелеи и по формуле (13) практически совпадают. Расчет с использованием уравнения (11) дает меньшие значения и с увеличением λ разность результатов возрастает. При $\lambda = 1,3$ разность рассчитанных оптимальных углов $\Delta\alpha_b$ дости-

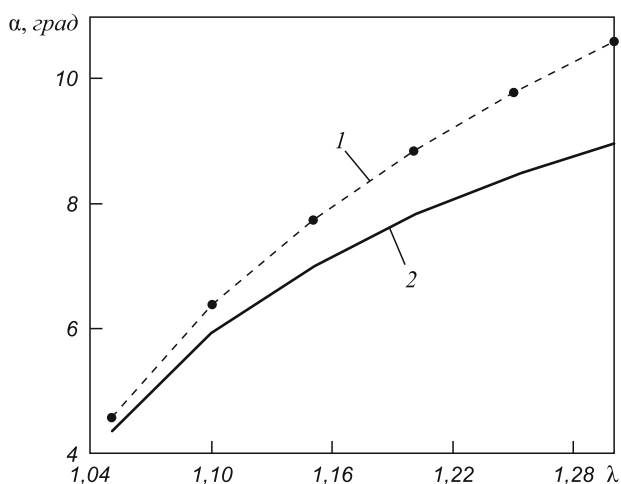


Рис. 3. Оптимальные углы канала волокна ($f_n = 0,1$; $\bar{\sigma}_q = 0$): 1 – расчет по формуле (13); 2 – расчет по уравнению (11); точки – расчет по формуле Ш. Гелеи

гает $\approx 1,65^\circ$ ($2\Delta\alpha_b \approx 3,3^\circ$). Опыт волочения показывает, что такое отклонение углов от оптимальных значений может существенно влиять на обрывность и энергосиловые параметры процесса волочения.

При наличии противонапряжения оптимальные углы, рассчитанные по уравнению (11) и формуле (13), имеют меньшие значения, чем рассчитанные по формуле Ш. Гелеи.

Таким образом, при проектировании маршрута волочения для расчета напряжения волочения и определения оптимальных углов канала волочильного инструмента правильнее использовать формулы (9) и (11), а при $\lambda \leq 1,1$ и $f_n \leq 0,03$ также можно использовать приближенные формулы (10) и (13).

Для учета влияния калибрующей зоны канала волок используем формулу Емельяненко П.Т. и Альшевского Л.Е. [1], которая с учетом принятых в данной работе обозначений может быть представлена в виде

$$\bar{\sigma}_{вол} = 1 - (1 - \bar{\sigma}_k) \exp(-\delta_k), \quad (14)$$

где $\bar{\sigma}_{вол} = \sigma_s$ – полное относительное напряжение волочения с учетом влияния калибрующей зоны; $\delta_k = 4f_n l_k / D_k$; l_k и D_k – длина и диаметр калибрующей зоны.

Для удобства практического применения формулы (14) упростим ее. Для этого разложим экспоненту в ряд и отбросим члены ряда второго порядка и выше. Используя формулы (12) и (13), получим

$$\bar{\sigma}_{вол} = 1 - [1 - (1 + tg\alpha_b / f_n)(1 - \lambda^{-a}) - \bar{\sigma}_q \lambda^{-a} - 0,385 tg\alpha_b (1 + \lambda^{-a})] (1 - \delta_k); \quad (15)$$

$$\bar{\sigma}_{вол} = 1 - \{1 - \ln \lambda [1 + f_n ctg\alpha_b (1 - \bar{\sigma}_q) - 0,385 f_n] - \bar{\sigma}_q - 0,77 tg\alpha_b\} (1 - \delta_k). \quad (16)$$

Сравнение результатов расчета $\bar{\sigma}_{вол}$ по формулам (14), (15) и (16) показывает, что разность результатов

не превышает 1,5 % ($\delta_k \leq 0,16$ при $f_n = 0,05 \div 0,08$ и $l_k/D_k = 0,3 \div 0,5$ [1]).

Выводы. Получены формулы для расчета напряжения волочения и определения оптимальных углов канала волочильного инструмента, учитывающие дополнительные сдвиги на входе и выходе зоны деформации. Показано, что оптимальные углы зависят от коэффициента трения, вытяжки и противонапряжения. Определено, что при малых значениях вытяжки и коэффициента трения возможно применение приближенных формул.

УДК: 621.746.27

Н.А. Краюшкин, Н.П. Кузнецова

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ РЕЖИМОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ КРУГЛЫХ СОРТОВЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ МАРОК СТАЛЕЙ ПРИ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ

Непрерывная разливка стали в значительной мере определяет эффективность современного сталеплавильного производства. Но, как известно, сортовые заготовки из высококачественных марок сталей (хромистые, хромоникелевые, хромоникельмарганцовистые, легированные титаном и алюминием, конструкционные и т.п.) выгоднее получать на установках полунепрерывной разливки стали (УПНРС). В связи с этим актуальна задача совершенствования оборудования и технологии полунепрерывной разливки в целях обеспечения высокого качества полунепрерывнолитых заготовок (ПНЛЗ) при высокой производительности агрегатов.

Одна из основных проблем повышения качества полунепрерывнолитых круглых заготовок заключается в устранении или уменьшении различного рода трещин, особенно овалностей и продольных горячих трещин, причиной возникновения и развития которых являются напряжения в формирующемся полунепрерывном слитке, возникающие в кристаллизаторе и превышающие предел прочности металла. По данным работы [1], появление этих напряжений в основном обусловлено изменяющимся во времени температурным полем оболочки слитка. Это изменение особенно заметно в области, где корочка затвердевающего металла начинает отходить от гильзы кристаллизатора. В этой области происходит резкий разогрев поверхности металла, что ведет к появлению различных дефектов и трещин [2, 3]. Таким образом, качество круглых полунепрерывных заготовок во многом зависит от условий их охлаждения.

В данной работе обобщаются основные рекомендации по организации рационального режима охлаждения, при котором вероятность образования трещин

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. – М.: Металлургия, 1971. – 448 с.
2. Колмогоров Г.Л., Латышева Т.В., Филиппов В.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2007. № 4. С. 41 – 43.
3. Колмогоров Г.Л. Гидродинамическая смазка при обработке металлов давлением. – М.: Металлургия, 1986. – 168 с.
4. Джонсон У., Меллор П. Теория пластичности для инженеров. – М.: Машиностроение, 1979. – 567 с.

© 2012 г. В.Н. Трофимов, Т.В. Кузнецова,
Т.Е. Мельникова
Поступила 28 января 2012 г.

круглого слитка в кристаллизаторе минимальна. На основе математического моделирования процесса затвердевания проводится поиск рационального режима охлаждения полунепрерывнолитых круглых заготовок из высококачественных марок сталей с диаметром 250 мм. Анализ выполняется на основе рассмотрения процессов затвердевания полунепрерывнолитых заготовок в кристаллизаторе. При этом физико-химический процесс кристаллизации из рассмотрения исключается.

Для описания процесса затвердевания за основу принималось дифференциальное уравнение энергии с внутренними источниками тепла, особенностью которого является учет выделения теплоты кристаллизации. В общем виде уравнение энергии при наличии внутренних источников тепла записывается в виде [1]:

$$\left(\frac{dh}{dt}\right) = \text{div}(\lambda \text{grad} T) + q_v, \quad (1)$$

где dh/dt – полная (субстанциальная) производная энтальпии по времени, Дж/(м³·с); q_v – объемная плотность внутренних источников тепла, Вт/м³; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К); T – температура, К.

Представленное дифференциальное уравнение энергии рассматривает кристаллизацию полунепрерывного слитка как результат одновременного протекания тепловых, диффузионных и гидродинамических явлений. В строгой постановке оно должно быть дополнено дифференциальным уравнением диффузии. Однако реализация такой модели встречает серьезные трудности, поэтому в инженерной практике вводятся упрощения

для достижения главной цели – исследования тепловых режимов формирования бездефектного полунепрерывного слитка.

В соответствии с принятой моделью решаем уравнение теплопроводности:

$$C(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}[(T)\text{grad}T] + q_v, \quad (2)$$

Учет зависимости от температуры теплофизических характеристик $C(T)$, $\lambda(T)$ приводит к сугубо нелинейной постановке задачи нестационарной теплопроводности.

В затвердевающей слитке можно выделить три области: твердую фазу, жидкую фазу и зону двухфазного состояния.

В твердой фазе зависимости от температуры λ и C учитываются по эмпирическим данным.

В жидкой фазе наряду с переносом теплоты теплопроводностью протекает конвективный перенос. Его характер в значительной мере зависит от способа подвода жидкого металла в кристаллизатор, а интенсивность при прочих равных условиях возрастает с увеличением объема жидкометаллической лунки, при наличии электромагнитного перемешивания и т.д. Для учета конвективного теплопереноса вводится эквивалентный коэффициент теплопроводности $\lambda_{ж}$ в жидкой среде.

Для анализа кинетики развития двухфазного состояния разработано множество теоретических моделей различной сложности. В разработанной метаматематической модели теплопроводности наличие двухфазной зоны учитывается путем присвоения численных значений теплофизическим параметрам с учетом зависимости относительной объемной доли жидкой фазы от температуры. При этом вводится понятие эффективной теплоемкости C , учитывающей выделение скрытой теплоты кристаллизации.

По данным работы [4] теплоемкость в двухфазной зоне определяется по следующей зависимости:

$$C(T)_3 = \begin{cases} C_{ж}, & \text{при } T > T_L \\ C(T) - q_{кр} \left(\frac{\partial \psi}{\partial T} \right), & \text{при } T_S < T < T_L \\ C_T, & \text{при } T < T_S \end{cases}, \quad (3)$$

$$\text{где } \psi = \frac{T_L - T}{T_L - T_S}$$

Плотность теплового потока на фронте затвердевания, Вт/(м²·К), определяли с учетом скорости затвердевания v , м/с, изменяющейся в процессе нарастания корочки затвердевшего расплава:

$$q_{кр} = \rho L v, \quad (4)$$

где L – скрытая теплота затвердевания, Вт/м³.

С учетом осевой симметрии круглых сортовых заготовок получаем нелинейное дифференциальное уравнение теплопроводности в цилиндрических координатах

$$C\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\lambda}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \quad (5)$$

со следующими граничными условиями:

– на границе расплав – корочка затвердевшего металла:

$$T(r, t)_{r_{ж}} = T_{расп}, \quad (6)$$

где $T_{расп}$ – температура расплава, К;

– на внешней границе:

$$-\lambda(T, r) \left(\frac{\partial T(r, t)}{\partial r} \right)_{r=R} = q^0(t), \quad (7)$$

где $q^0(t)$ – плотность теплового потока на охлаждаемой поверхности затвердевшей корки металла.

Плотность теплового потока на охлаждаемой поверхности рассчитывали по следующей формуле:

$$q^0(t) = k [T(R, t) - T_{охл}] + \varepsilon_0^{np} [T^4(R, t) - T_{ст}^4], \quad (8)$$

где $T(R, t)$ – температура наружной поверхности затвердевшей корочки, К; $T_{охл}$ – температура охлаждающей среды, К; ε_0^{np} – приведенная степень черноты наружной поверхности корочки; $T_{ст}$ – внутренняя температура стенки кристаллизатора, К, которую можно упрощенно

определить по следующей зависимости: $T_{ст} = q \frac{\delta_m}{\lambda_m} + T_{охл}$,

где δ_m – толщина стенки кристаллизатора, м; λ_m – коэффициент теплопроводности материала стенки кристаллизатора, Вт/(м·К); q – плотность теплового потока от внутренней стенки кристаллизатора к охлаждающей воде, Вт/м²; k – коэффициент теплопередачи от затвердевающей корочки к охлаждающей среде (вода), Вт/(м²·К), определяемый по следующей формуле:

$$k = \frac{1}{\sum_{i=1}^n \frac{\delta_i}{\lambda_i} + \frac{1}{\alpha_{ж}} + \frac{1}{\alpha_{в}}}, \quad \text{где } \delta_i \text{ – толщина } i\text{-го слоя, м;}$$

λ_i – коэффициент теплопроводности i -го слоя, Вт/(м·К); $\alpha_{ж}$ – коэффициент теплоотдачи от жидкого металла к твердой корочке, Вт/(м²·К); $\alpha_{в}$ – коэффициент теплоотдачи от воды к стенкам кристаллизатора, Вт/(м²·К).

Решение находили методом конечных разностей, аппроксимируя дифференциальное уравнение теплопроводности (2) в конечно-разностном виде по неявной четырехточечной разностной схеме. Полученную систему уравнений решали методом прогонки.

На основе проведенного аналитического обзора литературных данных обобщены основные условия получения высококачественных ПНЛЗ [2, 3, 5]:

- монотонное, без участков вторичного разогрева снижение температуры поверхности по всей длине кристаллизатора;
- равномерное распределение температуры по площади сечения слитка в процессе разливки;
- обеспечение температуры поверхности в конце кристаллизатора на уровне 1100 – 1200 °С;
- ограничение скорости охлаждения и градиентов температур по толщине затвердевающей корочки.

Поиск рационального режима охлаждения заготовки проводили путем анализа изменения толщины зазора между кристаллизатором и затвердевающей корочкой. Увеличению зазора можно препятствовать путем применения кристаллизатора с обратной конусностью, тем самым уменьшая зазор, интенсифицируя теплоотвод в нижней части кристаллизатора и снижая коэффициент теплопередачи, которым и определяется интенсивность охлаждения круглой заготовки. Кроме того в зазор предлагается подавать шлакообразующую смесь.

В целях уменьшения разогрева поверхности затвердевающей корочки и уменьшения появления дефектов и трещин расчет охлаждения в кристаллизаторе проводился на шести участках. Были приняты следующие характерные точки: при $X < 0,072L$ $\delta_1 = 0 - 0,2$ мм, $k_1 = 1820$ Вт/(м²·К); при $0,072L < X < 0,217L$ $\delta_2 = 0,2 - 0,6$ мм,

$k_2 = 1300$ Вт/(м²·К); при $0,217L < X < 0,362L$ $\delta_3 = 0,6 - 1,0$ мм, $k_3 = 820$ Вт/(м²·К); при $0,362L < X < 0,58L$ $\delta_4 = 1,0 - 1,6$ мм, $k_4 = 600$ Вт/(м²·К); при $0,58L < X < 0,797L$ $\delta_5 = 1,6 - 2,0$ мм, $k_5 = 430$ Вт/(м²·К); при $0,797L < X$ $\delta_6 > 2$ мм, $k_6 = 360$ Вт/(м²·К).

Здесь X – относительная координата точки; L – длина кристаллизатора, равная 900 мм; δ – толщина зазора между затвердевающим металлом и стенкой кристаллизатора; k – коэффициент теплопередачи от затвердевающей корочки к охлаждающей воде.

Изменение температуры поверхности корочки в кристаллизаторе во времени показано на рис. 1, из которого видно, что данный режим обеспечивает почти монотонное снижение температуры по всей длине кристаллизатора, давая минимальный разогрев корочки.

На рис. 2 приведено изменение толщины затвердевающей корочки по длине кристаллизатора во времени. Как видно, затвердевание при данном режиме происходит равномерно и постепенно.

Скорость охлаждения поверхности заготовки в кристаллизаторе в процессе расчета монотонно снижалась с 78 до 1 °С/с.

Исходя из рис. 1, 2 и проведенных экспериментов, можно сделать вывод о рациональных параметрах разливки для слитков сечением 250 мм:

- скорость разливки $v = 0,7$ м/мин;
- толщина корочки слитка на выходе из кристаллизатора $d = 23$ мм;

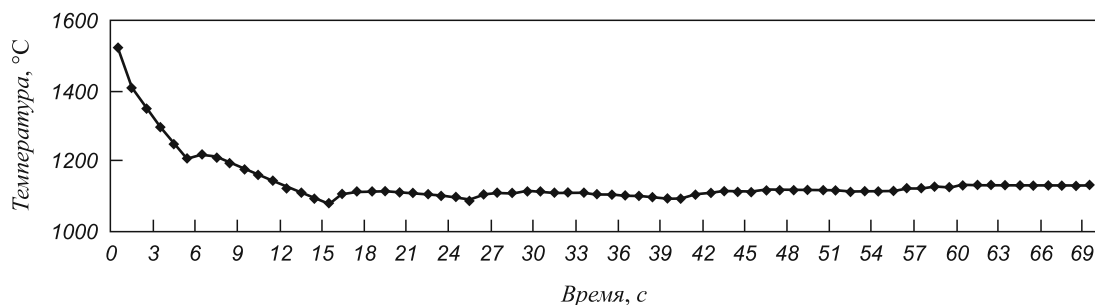


Рис. 1. Изменение температуры поверхности корочки в кристаллизаторе во времени

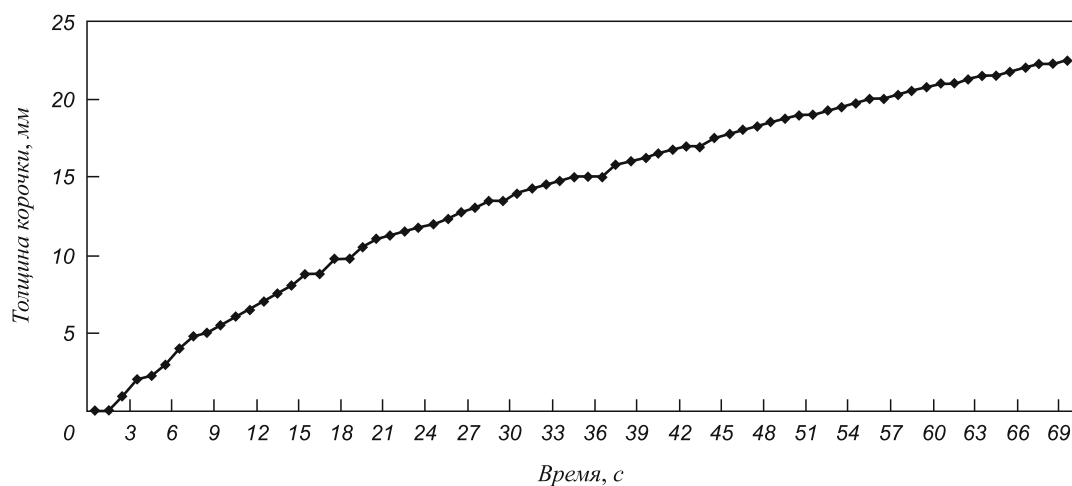


Рис. 2. Изменение толщины корочки в кристаллизаторе во времени

- температура поверхности корочки на выходе из кристаллизатора $T = 1120$ °С;
- в зазор между расплавом и стенкой кристаллизатора подается шлакообразующая смесь с коэффициентом теплопроводности $\lambda = 0,9$ Вт/(м²·К);
- время пребывания расплава в кристаллизаторе до образования корочки толщиной 23 мм $\tau = 1,15$ мин.

Для реализации такого режима можно рекомендовать использовать систему электромагнитного перемешивания, качания кристаллизатора и использование графитовой смазки для отделения корочки от стенок медной гильзы в самом начале процесса затвердевания. Так же рекомендуется использовать кристаллизатор с обратной конусностью для уменьшения толщины зазора между гильзой кристаллизатора и корочкой затвердевающего металла и интенсификации теплоотвода.

Исследования проводились на вертикальной УПНРС металлургического завода (МЗ) «Электросталь». Общая длина кристаллизатора на ней составляет 900 мм, а реальный теплоотвод происходит только на участке длиной 300 – 400 мм, что подтверждается серией практических экспериментов, проведенных на МЗ «Электросталь». В рассмотренном режиме теплоотвод будет происходить по всей длине кристаллизатора, что обеспечивается предложенными техническими решениями.

Таким образом, данный режим охлаждения позволяет минимизировать термические напряжения в затвердевающей слитке и снизить вероятность образования трещин. Его можно считать рациональным для разливки круглых заготовок указанного сечения.

Выводы. Разработан рациональный с точки зрения минимизации дефектов режим охлаждения круглых сортовых заготовок из высококачественных марок сталей сечением 250 мм. Модель позволяет исследовать тепловые режимы затвердевания при полунепрерывной разливке круглых заготовок из высококачественных марок сталей и может быть использована для выбора рациональных режимов разливки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Непрерывнолитые круглые заготовки. В.Я. Генкин, А.Т. Есаулов, М.И. Староселецкий и др. – М.: Металлургия, 1984. – 143 с.
2. Стальной слиток. Т. 2: Затвердевание и охлаждение – Ю.А. Самойлович и др. – Минск: Белорусская наука, 2000. – 640 с.
3. Самойлович Ю.А. О выборе критериев оптимального затвердевания слитка // Оптимизация теплофизических процессов литья. – Киев: ИПЛ АН УССР. 1997. С. 59 – 65.
4. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. – М.: Металлургия, 1987. – 406 с.
5. Шишкин В.А., Кузнецова Н.П., Чугункова М.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 5. С. 51 – 54.

© 2012 г. Н.А. Краюшкин, Н.П. Кузнецова
Поступила 12 февраля 2012 г.

*Н.И. Полушин, В.В. Яковлев, А.В. Елютин,
А.И. Лаптев, А.А. Поздняков*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ОЧИСТКА ОТ АЗОТА ЖЕЛЕЗА, ПРИМЕНЯЕМОГО ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА НА ЗАТРАВКЕ

При различных химических процессах, например, при использовании железа в качестве составной части катализатора синтеза алмазов, требуется снижение в нем концентрации азота. Это связано с тем, что азот из расплава катализатора попадает в растущий алмаз, что оказывает отрицательное влияние на его физические свойства [1]. В то же время повышенное содержание углерода в сплаве-катализаторе не оказывает существенного влияния на его каталитические свойства. Поэтому снижение содержания азота в исходных материалах, применяемых при изготовлении катализатора, имеет важное значение.

Целью настоящей работы являлась разработка методики снижения содержания азота в железе, применяемом при синтезе алмазов как в чистом виде, так и в виде сплава с никелем, кобальтом, марганцем и другими металлами.

Очистку от азота проводили вакуумной плавкой с одновременным введением в исходную шихту оксида металла и восстановителя для осуществления интенсивного процесса барботирования расплава пузырьками СО, абсорбирующими азот. При деазотации использовали реагент в виде смеси $Fe_2O_3 + C$, при нагреве которой до высоких температур происходит интенсив-

ное выделение газообразного СО. Химический состав исходных материалов представлен в табл. 1.

Определение содержания азота проводили на приборе LECO TC-36 методом высокотемпературной газовой экстракции (восстановительное плавление в графитовом тигле и последующий анализ газовой фазы). [N] – анализ по теплопроводности (катометр). Чувствительность прибора $5 \cdot 10^{-5} \%$.

Содержание кислорода и азота в исходном и термообработанном железе представлено в табл. 2.

Эксперименты по деазотации проходили следующим образом: после помещения тигля с реакционной смесью в вакуумную печь проводили нагрев до определенной температуры, прекращали вакуумирование реакционной камеры и записывали изменения давления по показаниям вакуумметра с использованием термометрического датчика, по которым судили о кинетике выделения газов из реакционной смеси. Предварительно определяли натекание в вакуумной печи, которое составило не более 1 % от увеличения давления за счет выделения газов из реакционной смеси. После завершения процесса газовой выделенности при выбранной температуре

Таблица 1

Химический состав исходных материалов

Материал	Массовая доля элемента, %					
	Si	Mn	Ni	Cu	Al	Mg
Порошок железа карбонильный марки ПЖОК1 (ГОСТ 9849 – 74)	0,07	0,02	0,08	0,06	0,26	0,04
Fe_2O_3	0,09	0,006	–	0,02	–	0,003

Таблица 2

Содержание газов в исходном и термообработанном железе

Образец	Вид обработки	[O], % (по массе)	[N], % (по массе)
Fe – формованный	$P = 0,63 \text{ МПа}$	0,46	0,0020
Fe – формованный и отожженный в вакууме	$T = 1350 \text{ }^\circ\text{C}$ $P = 10^{-5} \text{ мм.рт.ст}$	0,37	0,0006

реакционную камеру снова вакуумировали, повышали температуру до выбранного значения и проводили запись изменения давления и так до конца эксперимента. Изотермические зависимости изменения давления в

реакционной камере приведены на рис. 1 – 8. Описание условий проведения экспериментов и результаты определения кислорода и азота в реакционной смеси приведены в табл. 3.

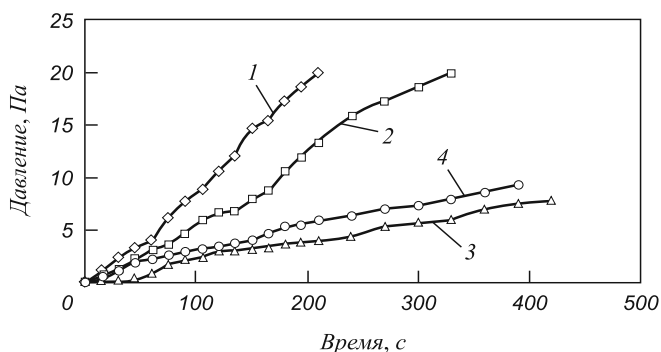


Рис. 1. Зависимость давления от времени для эксперимента 1, °С: 1 – 800; 2 – 1000; 3 – 1200; 4 – 1400

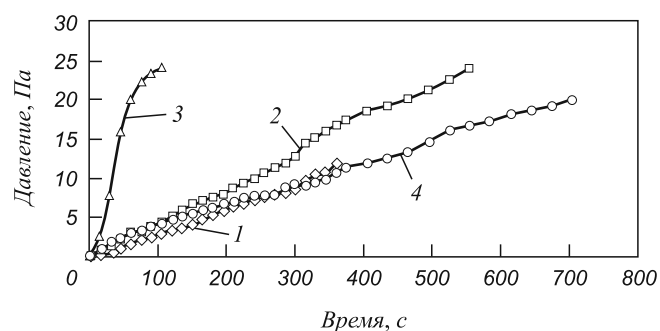


Рис. 2. Зависимость давления от времени для эксперимента 2, °С: 1 – 900; 2 – 1000; 3 – 1200; 4 – 1400

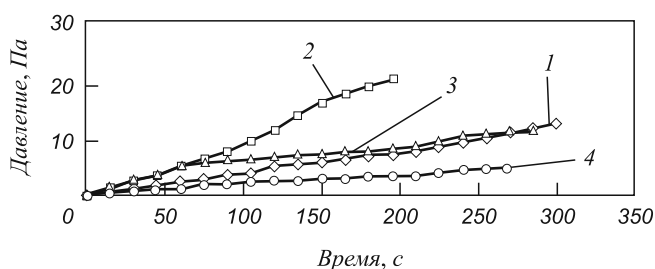


Рис. 3. Зависимость давления от времени для эксперимента 3, °С: 1 – 600; 2 – 1000; 3 – 1200 (1); 4 – 1200 (2)

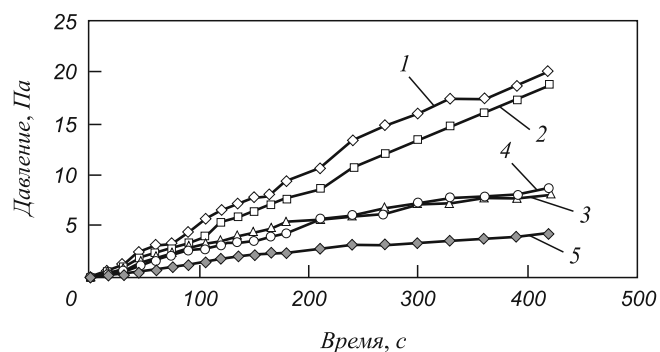


Рис. 4. Зависимость давления от времени для эксперимента 4, °С: 1 – 900; 2 – 1000; 3 – 1200; 4 – 1400 (1); 5 – 1400 (2)

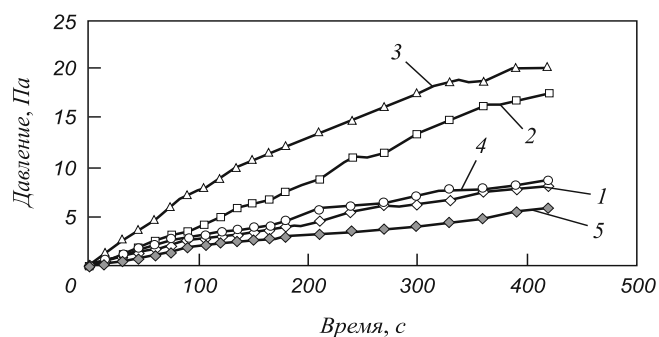


Рис. 5. Зависимость давления от времени для эксперимента 5, °С: 1 – 900; 2 – 1000; 3 – 1200; 4 – 1400 (1); 5 – 1400 (2)

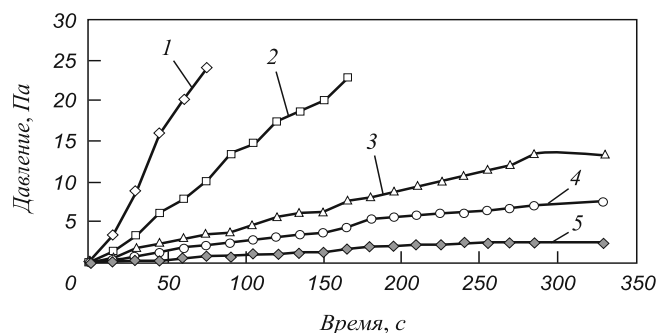


Рис. 6. Зависимость давления от времени для эксперимента 6, °С: 1 – 1000; 2 – 1200; 3 – 1400 (1); 4 – 1400 (2); 5 – 1400 (3)

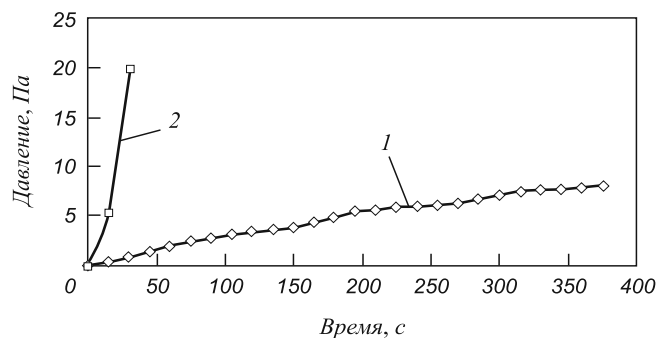


Рис. 7. Зависимость давления от времени для эксперимента 7, °С: 1 – 1000; 2 – 1200

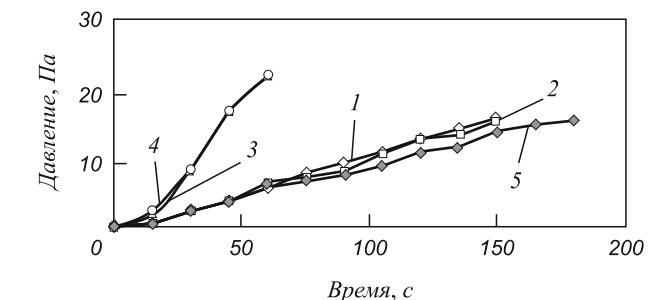


Рис. 8. Зависимость давления от времени для эксперимента 8, °С: 1 – 900; 2 – 1000; 3 – 1100 (1); 4 – 1100 (2); 5 – 1200

Условия эксперимента и содержание газов в сплавах

Номер эксперимента	Состав реакционной шихты	Распределение реагента в исходном материале	[O], % (по массе)	[N], % (по массе)
1	Основная шихта: 8 г карбонильного железа и 62,05 г железа с 4 % углерода в виде гранул размером от 0,5 до 2 мм. Газовыделяющая шихта: таблетки, 91 % Fe, 5 % Fe ₂ O ₃ , 4 % C массой 2,375 г. Отжиг при 800, 1000, 1200, 1400 °С.	В таблетках под исходным материалом	0,012	0,00044
2	Основная шихта: 13,8 г карбонильного железа и 62,05 г железа с 4 % углерода в виде гранул размером от 0,5 до 2 мм. Газовыделяющая шихта: таблетки, 82 % Fe ₂ O ₃ , 18 % C массой 1,72 г. Отжиг при 900, 1000, 1200, 1400 °С.	—”—	0,012	0,00032
3	Основная шихта: 15,75 г карбонильного железа и 62,05 г железа с 4 % углерода в виде гранул размером от 0,5 до 2 мм. Газовыделяющая шихта: таблетки, 82 % Fe ₂ O ₃ , 18 % C массой 1,72 г. Отжиг при 600, 1000, 1200 °С.	В таблетках под исходным материалом	0,045	0,00095
4	Основная шихта: 15,75 г карбонильного железа и 62,05 г железа с 4 % углерода в виде гранул размером от 0,5 до 2 мм. Газовыделяющая шихта: таблетки, 82 % Fe ₂ O ₃ , 18 % C массой 1,72 г. Отжиг при 900, 1000, 1200, 1400 °С.	—”—	0,013	0,00051
5	Основная шихта: 75,37 г карбонильного железа и 2,48 г углерода в виде гранул размером от 0,5 до 2 мм. Газовыделяющая шихта: 82 % Fe ₂ O ₃ , 18 % C общей массой 1,72 г. Отжиг при 900, 1000, 1200, 1400 °С.	В смеси с исходным материалом	0,021	0,00049
6	Основная шихта: 43,94 г порошка железа с 4 % углерода. Газовыделяющая шихта: 82 % Fe ₂ O ₃ , 18 % C общей массой 9 г. Отжиг при 1000, 1200, 1400 °С.	—”—	0,024	0,00016
7	Основная шихта: 43,94 г порошка железа и 2,16 г графита. Газовыделяющая шихта: таблетки Fe ₂ O ₃ общей массой 9,83 г. Отжиг при 1000, 1200 °С.	В таблетках под исходным материалом	0,016	0,00052
8	Газовыделяющая шихта: 82 % Fe ₂ O ₃ , 18 % C общей массой 11,88 г без железа и графита. Отжиг при 900, 1000, 1100, 1200 °С.			

В эксперименте 1 (рис. 1) при наличии в таблетках смеси железа с реагентом Fe₂O₃ + C процесс газовой выделения зарегистрирован с 800 °С, который постепенно замедляется при 1000 – 1400 °С в связи с расходом реагента. В экспериментах 3, 4 (рис. 3, 4) приблизительно такой же ход газовой выделения, как в эксперименте 1. В эксперименте 2 исследовано влияние более длительной выдержки реакционной шихты при температуре 900 – 1000 °С, максимальное газовыделение происходило при 1200 °С. Следовательно можно заключить, что наиболее интенсивное газовыделение наблюдалось при сохранении достаточного количества реагента до температуры 1200 °С, соответствующей переходу смеси Fe–C в жидкое состояние. Однако количество реагента к моменту превышения этой температуры оказывается недостаточным. В связи с этим при повышении температуры расплава до 1400 °С не

наблюдается интенсивного газовойделения из расплава (рис. 2).

В эксперименте 5 (рис. 5) для сравнения, вместо таблеток реагента, применена его смесь с гранулированным железом. При этом сохраняется, хотя и в меньшей степени, интенсивное выделение газа при температуре 1200 °С, как и в предыдущем эксперименте, и уменьшение газовойделения при 1400 °С. Полученное за время откачки количество выделившегося газа может быть недостаточным для более полного удаления азота из металла. Поэтому для увеличения количества выделившегося газа, абсорбирующего азот, в следующих экспериментах количество реагента было увеличено до 3,5 – 10 г (~7 – 20 % от массы металла, эксперименты 6, 7). В эксперименте 6 (рис. 6) был опробован вариант перенесения основной части газовойделения от температур 1000 – 1200 °С на 1400 °С, при которой про-

должительность выдержки увеличили. В этом эксперименте наблюдалось значительное выделение газов при 1000 и 1200 °С, при 1400 °С длительность выдержки достигала 300 с, при повторных измерениях при 1400 °С процесс газовой выделению замедлялся. Это говорит о том, что реагент еще сохранялся, что должно приводить к более полному удалению азота из расплава.

В эксперименте 7 (рис. 7), имевшем большее время выдержки металла при 1000 °С, при кратковременной выдержке при 1200 °С наблюдалось резкое повышение давления с выбросом металла из тигля. Такой ход процесса является нежелательным для получения металла компактной формы с низким содержанием азота. Более благоприятный ход процесса отмечен в эксперименте 6, когда большее время выдержки приходилось на 1200 и 1400 °С. Наблюдающееся в некоторых опытах с увеличенным количеством реагента слишком интенсивное выделение газа, приводящее к выбросу металла, показало целесообразность перевода высшего оксида Fe_2O_3 в оксиды Fe_3O_4 и FeO . Возможность протекания такого процесса показана в эксперименте 8, где исследовано газовыделение из реагента при отсутствии основного металла (рис. 8). Из рис. 8 видно, что процесс перехода Fe_2O_3 в низшие оксиды получает наибольшее развитие при 1100 °С.

Для экспериментов 2, 5, 6 была рассчитана средняя скорость газовыделения. Скорость газовыделения в зависимости от температуры показана на рис. 9. Максимальная скорость во всех четырех случаях наблюдается при 1200 °С, что соответствует появлению жидкой фазы в реакционном объеме. В эксперименте 2 реагент применялся в виде таблеток, для них получена более высокая скорость газовыделения, чем в случае применения реагента в виде смеси – эксперименты 5, 6. В случае, когда применялось большее количество реагента, скорость газовыделения получалась выше. Полученные в экспериментах данные по исследованию влияния различных факторов на деазотацию подтверждаются анализом сплава на содержание азота и кислорода.

Максимальное содержание азота в конечном сплаве получено при менее благоприятных условиях газовыделения и составляет соответственно 0,00095 % азота и 0,045 % кислорода. Минимальное содержание азота достигнуто в экспериментах 2 и 6 и составляет соответственно 0,00032 и 0,00016 %. Из этого можно заключить, что условиями максимальной деазотации металла являются интенсивное выделение газа из расплава в момент его плавления (эксперимент 2) и достаточные

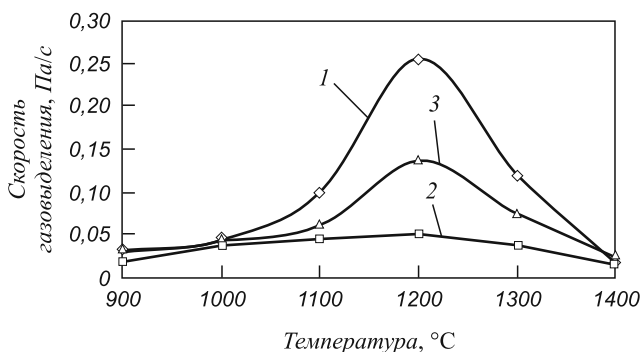


Рис. 9. Зависимость скорости dp/dT газовыделения от температуры для экспериментов: 1 – 2; 2 – 5; 3 – 6

выдержки расплавленного металла при 1400 °С в присутствии необходимого для удаления азота количества реагента.

Из результатов следует, что в выбранных условиях можно получить высокую интенсивность газовыделения с достаточной степенью регулируемости.

Выводы. Установлено, что исследуемый метод понижения содержания азота в расплаве железа газообразующими реакциями позволяет существенно (до 4 раз) уменьшить содержание азота по сравнению с начальным его содержанием. Для достижения низкого уровня содержания азота целесообразно использовать реагент $Fe_2O_3 + C$, дающий при температурах деазотации интенсивное выделение газообразного CO . Для интенсивного протекания газообразования необходим более полный контакт Fe_2O_3 и C в реагенте, что достигается при применении реагента в виде смеси с исходным материалом. Необходимым условием наличия достаточного количества реагента при температурах 1200, 1400 °С является предотвращение его расходования во время нагрева металла в условиях эксперимента. Для получения сплавов на основе железа с минимальным содержанием азота большое значение имеет величина выдержки расплава при 1400 °С, при которой происходит дальнейшее удаление азота до низких концентраций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алмаз в электронной технике: Сб. ст. / Отв. ред. В.Б. Квасков. – М.: Энергоиздат, 1990. –248 с.

© 2012 г. Н.И. Полушин, В.В. Яковлев, А.В. Елютин, А.И. Лаптев, А.А. Поздняков
Поступила 19 апреля 2012 г.

УДК 620.14.018.44

Н.В. Редькина, С.В. Харитонов, В.А. Скуднов

Нижегородский государственный технический университет

**ВЛИЯНИЕ ВИДА ЗАКАЛКИ
НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА 44НХТЮ**

Дисперсионно твердеющий элинварный сплав 44НХТЮ применяется для изготовления современных упругих чувствительных элементов прецизионных приборов: расходомеров, регуляторов скорости и датчиков линейных ускорений, электронных весов, волосковых спиралей часовых механизмов и др [1]. Для обеспечения их стабильной работы, этот сплав должен быть высокопрочным и иметь температурностабильный модуль нормальной упругости. Прочность сплава можно повысить за счет измельчения зерна.

Традиционными операциями для получения изделий из данного сплава являются закалка и двухступенчатое старение. Закалку в чугунной стружке сплава 44НХТЮ применяют для упрочнения кромок изделий. При высокотемпературной термоциклической обработке (ВТЦО) происходит измельчение зерна [2]. Необходимо сравнение микроструктур, полученных в результате этих режимов термообработок, что и послужило целью настоящей работы.

Исследовались образцы, вырезанные из прутков диаметром 15 мм и высотой 10 мм.

Термическую обработку по экспериментальным режимам, приведенным в табл. 1, проводили в лабораторных муфельных электрических печах сопротивления. Регулирование температуры – автоматическое. Температура измерялась с помощью термопары типа

хромель-алюмель и потенциометра КСП-3, класс точности 0,5. Точность регулирования и измерения ± 10 °С. Измерение твердости производилось по методу Роквелла. Для выявления микроструктуры применяли электролитическое травление в 20 %-ном растворе щавелевой кислоты. Микроструктура шлифа исследовалась под микроскопом МИМ-7 при увеличении 130. Химический состав исследуемого сплава приведен в табл. 2.

Съемка рентгенограмм производилась на рентгеновском дифрактометре общего назначения ДРОН-2. Режимы съемки: материал анода – Fe, $\lambda(\text{Fe}) = 1930 \text{ \AA}$, $U = 25 \text{ кВ}$, $I = 0,5 \text{ мА}$, щели 1 – 2 мм. Результаты расчета рентгенограмм в трех состояниях приведены в табл. 3.

Расшифровка рентгенограмм производилась, исходя из начального угла Вульфа-Брегга 2θ с учетом масштаба. Вычислялись соответствующие углы для всех характеристических линий спектра. Затем определялась относительная интенсивность всех линий с учетом матричной линии, имеющей относительную интенсивность 1,0. По уравнению Вульфа-Брегга определялись межплоскостные расстояния d/n [3]:

$$\frac{d}{n} = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \quad (1)$$

Таблица 1

Экспериментальные режимы закалки образцов из сплава 44НХТЮ

Номер режима	Технологические параметры режимов термической обработки
1	Закалка образцов при температуре 850 – 900 °С (в чугунной стружке), время выдержки 30 мин, охлаждение в воде
2	Закалка 910 ± 10 °С, время выдержки 30 мин, охлаждение в воде (ГОСТ 10994-74)
3	ВТЦО 910 \leftrightarrow 350 °С, охлаждение на воздухе с окончательным охлаждением в воду, 4 цикла

Таблица 2

Химический состав сплава 44НХТЮ с постоянным и низким температурным коэффициентом модуля упругости (ГОСТ 10994-74), % (по массе)

Сплав	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Al
44НХТЮ	$\leq 0,05$	0,3 – 0,6	0,3 – 0,6	43,5 – 45,5	5,0 – 5,6	2,2 – 2,7	0,4 – 0,8

Таблица 3

Рентгеноструктурный анализ сплава 44НХТЮ в различных состояниях термической обработки

Относительная интенсивность	Угол Вульфа-Брегга, град	Межплоскостное расстояние, А	Предполагаемая фаза
Образец № 1 (режим 1)			
0,2	25	2,286	Ni ₃ Ti; Fe ₂ Ti
1,0	27,75	2,070	γ
0,1	29,12	1,981	Fe ₂ Ti
0,3	32,5	1,787	Ni ₃ Ti
0,3	43,75	1,398	γ
0,1	49,62	1,269	Cr ₂ Ti
0,1	54,25	1,191	Cr ₂ Ti
0,3	63,4	1,084	Cr ₂₃ C ₆
0,1	69,12	1,037	Cr ₂₃ C ₆
Образец № 2 (режим 2)			
0,21	24,87	2,29	Ni ₃ Ti
1	27,12	2,11	γ
0,1	29	1,99	Ni ₃ (Ti,Al), Fe ₂ Ti
0,47	32,4	1,8	γ
0,064	43,6	2,79	Cr ₂ Ti
0,28	49,54	1,26	γ
0,07	53,95	1,19	Cr ₂ Ti
0,03	57,79	1,14	Cr ₂ Ti
0,51	63,18	1,08	γ
Образец № 3 (режим 3)			
0,205	24,83	2,29	Ni ₃ Ti
1	27,62	2,08	γ
0,102	29,04	1,98	Ni ₃ (Ti,Al), Fe ₂ Ti
0,482	32,37	1,80	γ
0,054	43,62	1,39	Cr ₂ Ti
0,271	49,56	1,26	γ
0,07	53,94	1,19	Cr ₂ Ti
0,03	57,79	1,14	Cr ₂ Ti
0,43	63,16	1,08	γ

Величину минимальной плотности дислокаций в сплаве (ρ) определяли с помощью физической ширины первой и последней линий рентгенограммы и оценивали по формуле [3]

$$\rho = \frac{3}{D^2}, \quad (2)$$

где D – размеры блоков, см.

Результаты рентгеноструктурного анализа представлены в табл. 3, из которой видно, что в результате закалки в чугушной стружке образуются карбиды вследствие науглероживания поверхности, а также большое число частиц избыточной фазы, что хорошо видно и на микрофотографиях закаленного сплава. Но при этом происходит рост зерен, что является недопустимым для этого сплава. В результате термических обработок, проведенных по режимам 2 и 3, выделяются интерметаллиды, что приводит к повышению твердости сплава.

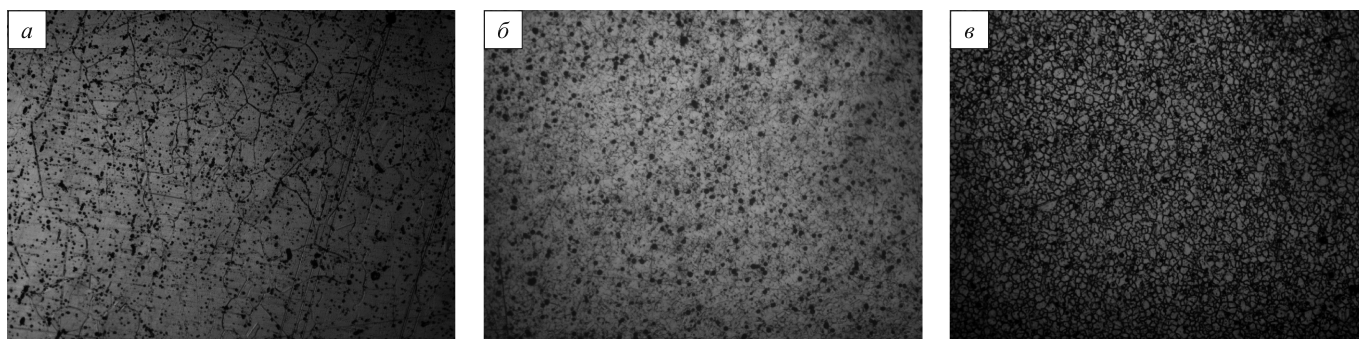
Микроструктура сплава 44НХТЮ после различных термических обработок представлена на рисунке. Видно, что закалка в чугушной стружке приводит к большому росту зерен. Наиболее мелкое зерно получается в результате ВТЦО.

Результаты проведенных исследований представлены в табл. 4. В результате закалки сплава в чугушной стружке по режиму 1 получается крупнозернистая структура с наличием карбидов. Режим 3 позволяет получить наиболее мелкое зерно, высокую твердость и

Таблица 4

Результат исследования микроструктуры образцов из сплава 44НХТЮ

Номер режима	Твердость, HRB	Плотность дислокаций, см ⁻²	Балл зерна
1	79	–	4
2	86	4,6·10 ⁹	–
3	102	8,1·10 ⁹	9



Структура образцов из сплава 44 НХТЮ после термической обработки, ×130, по режимам: а – 1; б – 2; в – 3

плотность дислокаций, а, следовательно, и более высокую прочность сплава по сравнению с режимами 1 и 2.

Выводы. Применение термоциклической обработки позволяет эффективно улучшить микроструктуру эливарного сплава 44НХТЮ. Совершенствование структуры сплава при термоциклической обработке происходит вследствие термических напряжений, а также образования и растворения интерметаллидов. Плотность дислокаций после ВТЦО значительно выше, чем после закалки, что свидетельствует об увеличении прочности. Полученные результаты следует использовать для оптимизации режима закалки эливарного сплава 44НХТЮ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Редькина Н.В., Скуднов В.А., Харитонов С.В. Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: Тез. докл. IV Междунар. конф. – М.: ИМЕТ РАН, 2011. С. 389.
2. Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. – Л.: Машиностроение, 1989. – 255 с.
3. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1979. – 135 с.

© 2012 г. Н.В. Редькина, С.В. Харитонов,
В.А. Скуднов
Поступила 27 марта 2012 г.

УДК 669.18: 621.746. 047. 007

Ю.А.Самойлович

Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники

ДИНАМИКА СТРУКТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОМ ТЕРМОУПРОЧНЕНИИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Исследования эксплуатационной стойкости железнодорожных рельсов выявили определенные преимущества рельсов, обладающих заданной неоднородностью механических свойств по сечению рельса: представляется желательной повышенная прочность (твердость) головки рельсов по сравнению с подошвой и шейкой при достаточно высоких показателях пластичности по всему сечению рельса. Заданная неоднородность механических свойств может быть обеспечена созданием различной структуры металла в отдельных элементах рельса – пластинчатого перлита в подошве и шейке, нижнего бейнита либо отпущенного мартенсита в головке рельса.

Формирование рельсов с различным типом структуры металла в отдельных элементах поперечного сечения требует использования новой технологии термической обработки – дифференцированного термоупрочнения рельсов (ДТУ). Судя по зарубежному опыту производства железнодорожных рельсов [1 – 3], использование технологии ДТУ позволяет повысить временное сопротивление рельсовой стали бейнитного класса до значений 1400 – 1450 МПа и твердости до НВ 400 – 410 при достаточно высоких показателях пластичности металла. Вместе с тем, при использовании традиционной для отечественных предприятий технологии объемной закалки в масле высокоуглеродистой рельсовой стали (0,72 – 0,82 % С) твердость металла обычно не превышает НВ 400, а временное сопротивление – значений $\sigma_B = 1200 – 1250$ МПа.

Настоящая работа посвящена анализу термонапряженного состояния железнодорожных рельсов из ста-

ли бейнитного класса при использовании дифференцированной (раздельной) закалки головки и подошвы рельсов.

Известно, что закалка среднеуглеродистой стали (0,3 – 0,4 % С) на нижний бейнит позволяет существенно повысить прочность металла при достаточно высоких показателях пластичности [4, 5]. В то же время структура пластинчатого перлита (сорбита закалки) обеспечивает достижение механических свойств (прочности, пластичности), достаточных для нормального функционирования подошвы и шейки рельсов.

Следует отметить, что способ упрочнения рельсов путем изотермической закалки на нижний бейнит был исследован российскими металлургами еще в 1965 – 1970 гг. [6, 7]. При этом исходную температуру рельсов поддерживали на уровне 850 – 900 °С, а изотермическая закалка обеспечивалась выдержкой рельсов в течение 30 – 45 мин в горячей среде (смеси щелочей NaNO_3 , KNO_3 с добавлением 0,7 % воды) в интервале температур 320 – 340 °С.

В качестве закалочной среды, помимо смеси щелочей, можно использовать водовоздушную смесь, охлаждающая способность которой регулируется изменением ряда параметров – концентрации воды и воздуха, их удельных расходов, степени дисперсности капель воды и рядом других. При этом поддержание необходимой температуры изотермической выдержки обеспечивается импульсным режимом расхода охлаждающей среды с использованием управляющей микроЭВМ, как необходимого элемента закалочного устройства [8 – 11].

В данной работе исследуется динамика термических и структурных напряжений в рельсах при изотермической закалке и предполагается, что закалочное устройство позволяет отдельно (дифференцированно) регулировать интенсивность охлаждения подошвы, шейки и головки рельсов.

В ходе расчетного анализа будем исходить из допущения о том, что необходимо обеспечить формирование структуры пластинчатого перлита для подошвы и шейки рельса, а также структуры нижнего бейнита в головке рельса.

Согласно исследованиям [12 – 14] перлитное превращение углеродистой стали характеризуется наличием интервала экстремальных температур (550 – 580 °С), в котором аустенит обладает минимальной устойчивостью: индукционный период не превышает 5 – 10 с, а само превращение аустенита в перлит протекает в течение 15 – 20 с.

Контрастом высокой скорости превращения $A \rightarrow P$ является замедленное превращение аустенита в нижний бейнит вследствие протекания диффузионных процессов перераспределения углерода в твердой структуре металла.

Согласно исследованиям Коган–Энтина [15, 16] бейнитное превращение в стали 37ХГС (0,37 % С, 1,34 % Si, 1,06 % Mn и 1,86 % Cr) обладает следующими особенностями:

- длительность индукционного периода составляет 40 – 45 мин, продолжительность самого превращения $A \rightarrow B$ составляет 45 – 50 мин;
- превращение аустенита в нижний бейнит никогда не проходит до конца, при этом количество превращенного аустенита по окончании процесса превращения составляет 40 % при $T = 400$ °С и 73 % при $T = 350$ °С.

Точных показателей кинетики бейнитного превращения для зарубежных марок стали бейнитного класса не обнаружено. Можно предположить, что для таких марок стали соблюдаются подмеченные выше особенности кинетики бейнитного превращения стали 37ХГС.

Учитывая закономерности перлитного и бейнитного превращений в рельсовой стали, разделим общую длительность упрочняющей термообработки рельсов на четыре периода:

- период 1 – охлаждение рельса от начальной температуры (810 – 820 °С) до температуры перлитного превращения;
- период 2 – превращение аустенита в перлит в подошве рельса при температуре 580 °С (853 К);
- период 3 – превращение аустенита в нижний бейнит в головке рельса при температуре 350 °С (623 К);
- период 4 – остывание рельса с температуры бейнитного превращения до цеховой температуры (300 К).

Анализ термонапряженного состояния рельсов при упрочняющей термообработке выполняется с использованием расчетной методики, изложенной в работах [17, 18]. По сравнению с этими работами при постановке задачи теплопроводности для охлаждаемых рельсов учитываются особенности дифференцированного термоупрочнения рельсов.

Определение поля температур в закаливаемых рельсах состоит в численном решении уравнения

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(\lambda \text{grad} T) + Q(x, y, z, t) \quad (1)$$

с учетом начального условия $T(t_0) = T_i$ при $t = 0$, а также граничных условий на поверхности рельса:

$$\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_{\text{пов}} = \alpha_k (T_{\text{пов}} - T_s) + \sigma_b (T_{\text{пов}}^4 - T_s^4), \quad (2)$$

где T – температура, t – время, λ , ρ , C – коэффициенты теплопроводности, массовой плотности и удельной теплоемкости металла, Q – объемная плотность источника тепла, сопровождающего протекание фазовых превращений, σ_b – коэффициент теплообмена излучением, α_k – коэффициент конвективной теплопередачи на поверхности рельса, T_s – температура охлаждающей среды, $T_{\text{пов}}$ – температура охлаждаемой поверхности рельса, n – нормаль к его поверхности.

Плотность источника тепла фазового превращения имеет вид $Q = \rho L \frac{\partial \Psi}{\partial t}$, где $\Psi = \Psi(x, y, t)$ – доля превращенного аустенита, L – удельная теплота фазовых переходов.

Определение деформаций и напряжений в сечении рельса, подвергаемого процессу закалки, осуществляется с учетом следующих условий:

- в процессе закалки металл деформируется под воздействием двух факторов – неравномерности поля температур по сечению рельса и различий степени превращения аустенита на отдельных участках рельса, приводящих к соответствующим различиям объемных изменений металла;
- динамика превращений аустенита определяется видом кинетической диаграммы превращений для изучаемого сплава и локальной скоростью охлаждения в различных точках сечения рельса, при этом принимается во внимание возможность образования лишь двух продуктов превращения – перлита и нижнего бейнита;
- механические характеристики металла – модуль упругости и предел текучести существенно изменяются в интервале температур, соответствующем процессу закалки стали (300 – 1100 К), что необходимо учитывать при определении напряжений и деформаций в остывающих рельсах.

Для описания нестационарного термонапряженного состояния рельсов при термической обработке используется стандартная система переменных – компонент тензора напряжений ($\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$), деформаций ($\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$) и перемещений (U, V, Ω), где перемещения и деформации связаны между собой соотношениями теории малых упруго-пластических деформаций:

$$\rho \frac{\partial^2 \bar{U}}{\partial t^2} - \nabla(c_m \nabla \bar{U}) = \bar{K}, \quad (3)$$

где $\bar{U}(U, V, \Omega)$ – вектор перемещений, \bar{K} – вектор внешних сил, приложенных к изделию, $C_m = C_m(G, \mu)$ – функция упругих свойств материала, где модуль сдвига равен $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$, а коэффициент μ связан с модулем упругости материала (E) и числом Пуассона (ν) соотношением

$$\mu = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}.$$

Следующий шаг решения состоит в определении компонент тензора деформаций ($\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$) с использованием известных соотношений теории малых упруго-пластических деформаций [19]:

$$\varepsilon_x = \frac{\partial U}{\partial x}, \varepsilon_y = \frac{\partial V}{\partial y}, \varepsilon_z = \frac{\partial \Omega}{\partial z} \quad (4)$$

с учетом определенных ранее главных компонент вектора перемещений (U, V, Ω).

Зная поле температур и деформаций металла, можно вычислить основные компоненты тензора напряжений, используя соотношения

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \mu e + 2G\varepsilon_x - (3\mu + 2G)\alpha\delta T; \\ \sigma_y &= \mu e + 2G\varepsilon_y - (3\mu + 2G)\alpha\delta T; \\ \sigma_z &= \mu e + 2G\varepsilon_z - (3\mu + 2G)\alpha\delta T, \end{aligned} \quad (5)$$

где $e = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z$, $\delta T = T(x, y, z, t) - T_0$, α – коэффициент линейного расширения металла, $T_0 = T_H$ – начальная температура рельса.

Простейший способ учета объемных изменений металла при протекании фазовых превращений основан на использовании следующих предположений:

- коэффициент α в формулах (5) заменяется некоторым эффективным коэффициентом линейного расширения β ,
- расчет коэффициента β осуществляется при допущении об аддитивности воздействия различных фазовых превращений при распаде аустенита, когда в качестве продуктов распада возможно образование перлита и бейнита.

В частности, для превращения аустенита в перлит коэффициент β рассчитывается по формулам:

$$\beta = \beta_A + \beta_P; \beta_P = P(t)\beta_P^m; \beta_A = \beta_A^m[1 - P(t)], \quad (6)$$

где $\beta_A^m = 2,08 \cdot 10^{-5}$, $\beta_P^m = -1,52 \cdot 10^{-5}$ (1/К) – эффективные коэффициенты линейного расширения аустенита и перлита, $P(t)$ – относительное количество перлита, рассчитанное по формуле Колмогорова – Авраами-Мейла:

$$P(t) = P_0 \{1 - \exp[-k_p(t - t_p)^3]\}, \quad (7)$$

где P_0 – предельное количество превращенного аустенита, t_p – длительность инкубационного периода для превращения $A \rightarrow P$, k_p – кинетический коэффициент.

На рис. 1 представлено изменение во времени количества перлита, образующегося в ходе превращения $A \rightarrow P$ в соответствии с данными исследований [12, 13].

При расчетах бейнитного превращения аустенита в головке рельса используются соотношения, аналогичные формулам (6):

$$\beta = \beta_A + \beta_B; \beta_B = B(t)\beta_B^m; \beta_A = \beta_A^m[1 - B(t)], \quad (8)$$

где $\beta_B^m = -1,8 \cdot 10^{-5}$ (1/К), а относительное количество возникающего в ходе превращения нижнего бейнита рассчитывается по формуле, предложенной в работе [20]:

$$B(t) = B_0 \{1 - \exp[-k_B(t - t_B)^n]\}, \quad (9)$$

где показатель n согласно экспериментальным данным равен около 4,8, а кинетический коэффициент k_B зависит от температуры превращения. В частности, для температуры превращения $T = 350$ °С, $k_B = 1,75 \cdot 10^{-15}$.

На рис. 2 представлено изменение во времени количества нижнего бейнита, образующегося в ходе превращения аустенита в нижний бейнит для двух значений температуры превращения. При этом учитывается эф-

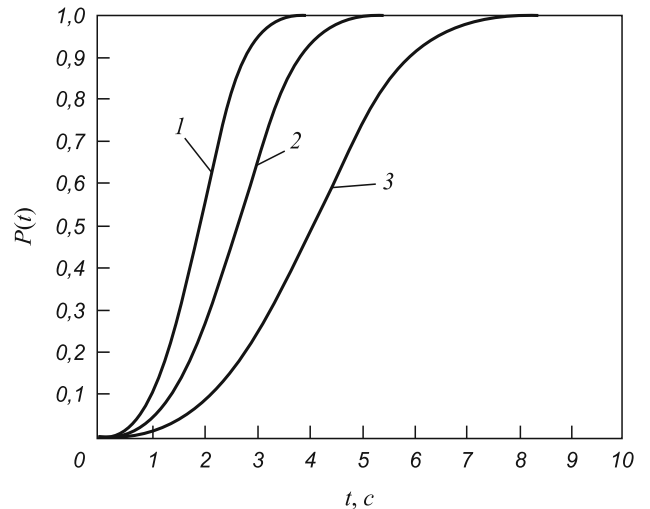


Рис. 1. Динамика изменения во времени количества перлита в ходе превращения $A \rightarrow P$ при температурах, °С:
1 – 585; 2 – 470; 3 – 450

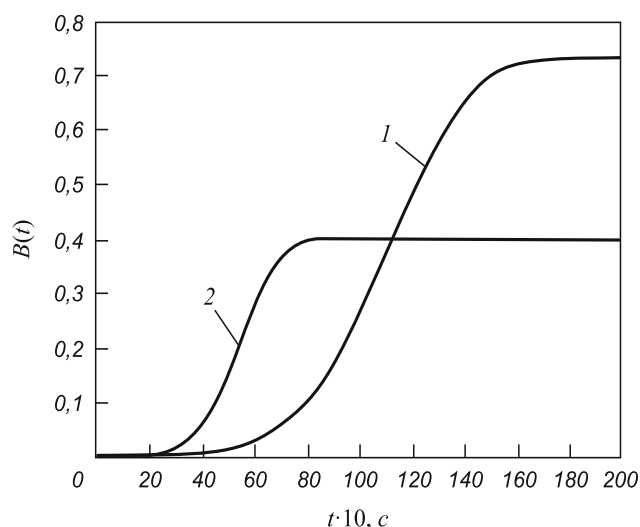


Рис. 2. Динамика изменения во времени количества нижнего бейнита в ходе превращения $A \rightarrow B$ для температур, °С: 1 – 350; 2 – 400

факт самоторможения реакции бейнитного превращения [15], в результате чего конечное количество образующегося нижнего бейнита зависит от температуры превращения. Учитывая существенное различие значений индукционного периода для перлитного и бейнитного превращений, избираем следующую схему термообработки рельса: вначале подошва рельса подвергается охлаждению при экстремальной температуре (580 °С) для формирования перлитной структуры в подошве и части шейки, затем температура закалочной среды снижается до 350 °С и головка рельса выдерживается при этой температуре для формирования нижнего бейнита в головке рельса.

Соответственно, режим термообработки рельса разделяется на следующие стадии:

- охлаждение рельса от исходной температуры аустенизации (810 – 830 °С) до экстремальной температуры перлитного превращения;
- изотермическая выдержка подошвы рельса при температуре 580 °С при термической изоляции головки рельса (для предотвращения протекания реакции превращения $A \rightarrow P$ в металле головки);
- снижение температуры металла с 580 °С до температуры бейнитного превращения (350 °С);
- изотермическая выдержка рельса при температуре 350 °С для формирования структуры нижнего бейнита в металле головки;
- охлаждение рельса до цеховой температуры (30 – 40 °С).

По изложенной выше методике проведена серия расчетов по определению поля температур и напряжений в поперечном сечении рельса типа Р65 с учетом объемных изменений металла в связи с протеканием реакций превращения аустенита в перлит (для подошвы рельса) и в нижний бейнит (для головки рельса).

Поле температур рельса определено путем численного решения уравнения теплопроводности при задании следующих физических параметров рельсовой стали: $\rho = 7500 \text{ кг/м}^3$, $\lambda = 30 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$, $C = 628 \text{ Дж/кг}\cdot\text{К}$, $L = 18,4 \text{ кал/г}$. Режим охлаждения рельса характеризуется заданием коэффициентов теплоотдачи $\sigma_b = 4 \cdot 10^{-8} \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{К}^4)$, $\alpha_k = 400 \text{ Вт/м}^2\cdot\text{К}$.

Задание коэффициента теплоотдачи на поверхности рельса определяется выбором закалочной среды и скоростью ее движения в непосредственной близости от поверхности рельса.

В данной работе рассматривается случай закалки рельсов в ваннах, заполненных расплавленной солью, либо смесью щелочей по примеру исследований [6, 7]. Возможности использования расплавленных солей и смеси щелочных растворов при ступенчатой и изотермической закалке стальных изделий обсуждаются в монографии В. Люты [21].

Эксперименты Прокошкина-Грязнова [22, 23] подтвердили возможность значительного упрочнения стали типа 30ХГСА, близкой по составу к применяемым рельсовым сталям, при ступенчатой закалке в смеси расплавленных солей (KNO_3 , NaNO_3) при температурах 250 – 300 °С. Результаты обстоятельного исследования физических свойств расплавленных солей и условий теплообмена стальных изделий при закалке в расплавленных солях представлены в работе Д.Я. Вишнякова [24]. Показано, в частности, что для условий теплообмена в азотнокислых и хлористых солях при температуре 350 °С значения коэффициентов теплоотдачи изменяются в пределах 350 – 450 Вт/м²·К [24], что послужило основанием для выбора указанного выше значения $\alpha_k = 400 \text{ Вт/м}^2\cdot\text{К}$.

Результаты расчетов представлены ниже в виде графиков изменения во времени температур металла и продольных напряжений в контрольных точках поперечного сечения рельса, указанных на рис. 3.

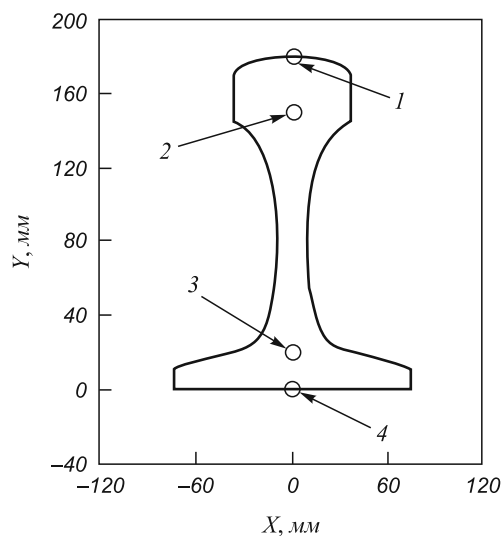


Рис. 3. Схема расположения контрольных точек в поперечном сечении рельса типа Р65

Первая серия расчетов выполнена для анализа условий формирования пластинчатого перлита в подошве рельса. Согласно приведенной выше классификации технологических операций термической обработки рельса перлитному превращению соответствует стадия № 2, длительность которой выбирается из условия достижения металлом подошвы температур, близких к экстремальной температуре перлитного превращения (580 °С).

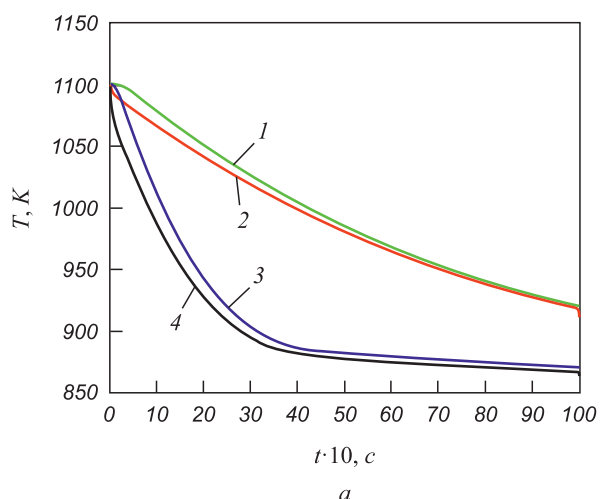
Расчетный анализ показал, что подошва рельса типа Р65 обладает значительной тепловой инерцией. На рис. 4 представлено изменение температур и продольных напряжений в контрольных точках рельса для начальной стадии охлаждения, когда температура закалочной среды поддерживается на уровне $T_s = 853$ К (580 °С).

Согласно кривым 3 и 4 на рис. 4, а, для достижения подошвой рельса температур, близких к экстремальной, требуется не менее 980 – 1000 с, после чего можно ожидать достаточно быстрого (в течение 15 – 20 с) протекания реакции перлитного превращения в подошве рельса.

Отметим, что для головки рельса, изолированной от закалочной среды в течение указанного отрезка времени (1000 с), температура не опускается ниже 920 К, что обеспечивает устойчивость аустенита для металла головки рельса.

Анализ термонапряженного состояния рельса при соблюдении двух, следующих друг за другом технологических операций – формирования перлитной структуры в подошве и структуры нижнего бейнита в головке рельса выполнен при задании ступенчатого графика изменения во времени температуры закалочной среды:

$$T_s = \begin{cases} 853\text{K} & \text{при } t = 0 \div t_1 \\ 623\text{K} & \text{при } t = t_1 \div t_2 \\ 323\text{K} & \text{при } t = t_2 \div t_3 \end{cases},$$



где границы участков шкалы времени приняты равными: $t_1 = 1000$ с, $t_2 = 6000$ с, $t_3 = 8000$ с.

Режим охлаждения головки рельса характеризуется следующими значениями коэффициента конвективной теплоотдачи: $\alpha_k = 0$ при $t = 0 \div t_1$, $\alpha_k = 400$ Вт/м²·К при $t \geq t_1 \div t_3$.

Предполагается, что превращение аустенита в нижний бейнит начинается с момента достижения металлом головки рельса температуры $T_B = 623$ К и продолжается в течение 5000 с, включающих индукционный период и собственно превращение $A \rightarrow B$. Кинетика бейнитного превращения определяется формулой (9) при использовании параметров $B_0 = 0,6$, $t_B = 2500$ с, где значения B_0 и t_B выбраны с учетом результатов исследования бейнитного превращения в стали 37ХГС, близкой по составу к рельсовой стали бейнитного класса.

Влияние бейнитного превращения аустенита в металле головки на характер напряжений в контрольных точках поперечного рельса показано на рис. 5 и 6.

Расчеты позволяют сделать заключение о том, что возникновение участка бейнитной структуры вблизи от поверхности катания приводит к существенному снижению наиболее опасных растягивающих напряжений в головке рельса.

На рис. 5 представлено изменение во времени продольных напряжений и количества нижнего бейнита в верхней части головки рельса. Видно, что по мере увеличения количества возникающего в головке бейнита синхронно снижаются напряжения в точках головки рельса, расположенных на расстоянии 0,15 и 30 мм от поверхности катания. При этом в точках 1 и 2 (на поверхности катания и на расстоянии 15 мм от нее) напряжения при значениях времени $t \geq 3000$ с из растягивающих постепенно превращаются в сжимающие, не превышающие 100 МПа по абсолютной величине.

На рис. 6 показано изменение температуры и продольных напряжений в трех наиболее представитель-

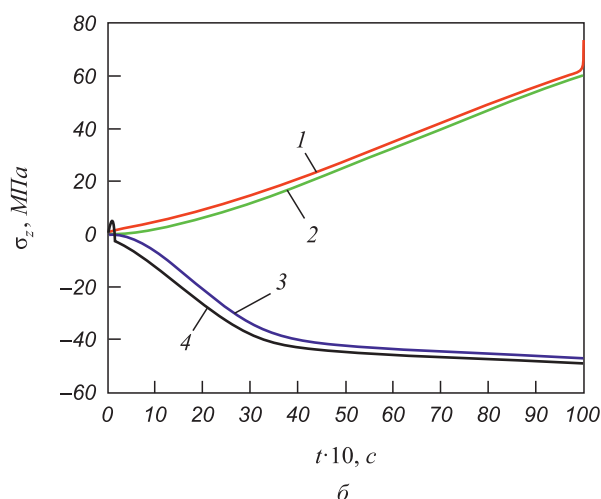


Рис. 4. Изменение во времени температур (а) и продольных напряжений (б) в контрольных точках сечения рельса в начальной стадии закалки на пластинчатый перлит

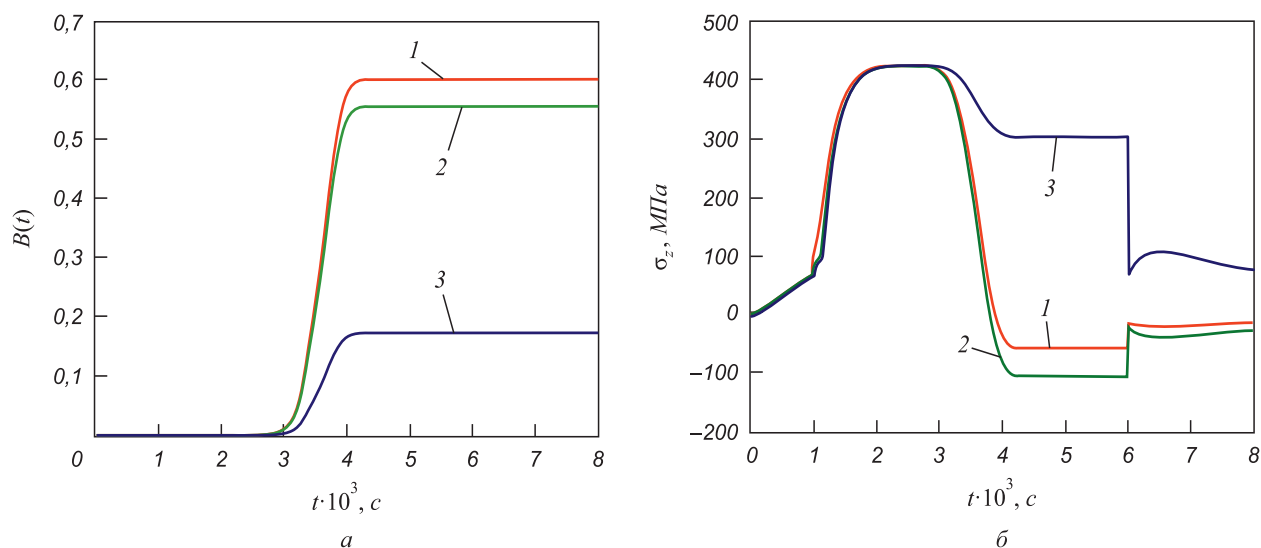


Рис. 5. Изменение во времени содержания нижнего бейнита (а) и продольных напряжений (б) на различном расстоянии Y от подошвы рельса, мм:
 1 – 180; 2 – 165; 3 – 150

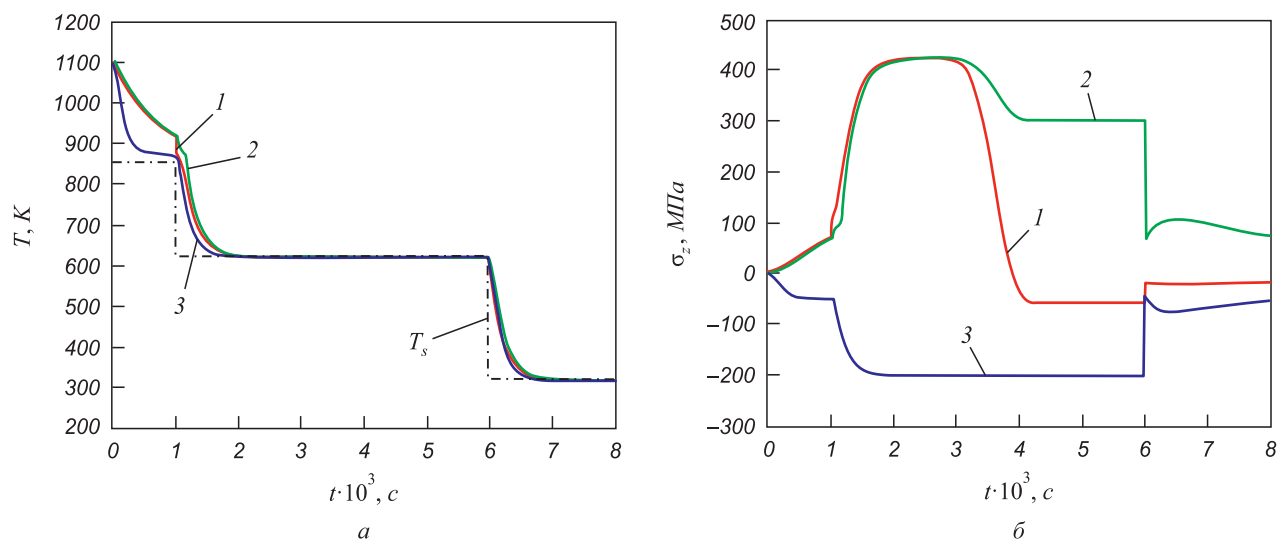


Рис. 6. Изменение во времени температур (а) и продольных напряжений (б) в контрольных точках сечения рельса при ступенчатой закалке на пластинчатый перлит в подошве и на нижний бейнит в головке рельса (координаты контрольных точек, см. рис. 3)

ных точках поперечного сечения рельса, указанных на рис. 3.

Расчеты свидетельствуют о том, что протекание реакции превращения аустенита в нижний бейнит приводит к радикальному снижению остаточных напряжений в поперечном сечении рельса, не превышающих после полного остывания рельса значений ± 100 МПа.

В соответствии с общепринятой технологией термическая обработка рельсов завершается их холодной правкой, обеспечивающей достижение необходимой прямолинейности рельсов перед укладкой в железнодорожные пути. Холодная правка позволяет радикально уменьшить степень коробления рельсов, возникающего в процессе термической обработки, однако сопровождается наведением в рельсах дополнительных остаточных напряжений, снижающих их эксплуатационную стой-

кость. Как показали исследования [25], степень коробления рельсов однозначно связана с остаточными напряжениями, возникающими при термической обработке. Чем выше уровень остаточных напряжений при термической обработке, тем больше степень коробления рельсов и тем выше уровень дополнительных остаточных напряжений, возникающих при холодной правке рельсов. Эксперименты показали, что существует некоторый уровень минимальных остаточных напряжений, вызванных термической обработкой, при котором удастся существенно сократить неблагоприятные последствия холодной правки рельсов. В работе [25] отмечено, что снижение уровня остаточных растягивающих напряжений (продольных напряжений на поверхности головки рельсов) до уровня 100 – 110 МПа позволяет рассчитывать на полную безопасность эксплуатации таких рельсов.

Согласно расчетам, результаты которых представлены выше, изотермическая закалка на нижний бейнит позволяет снизить уровень остаточных напряжений в рельсах до значений ± 100 МПа, при которых можно рассчитывать на снижение степени коробления и повышение эксплуатационной стойкости рельсов.

Выводы. Расчетный анализ термонапряженного состояния рельсов при дифференцированной (ступенчатой) закалке показал, что при задании режима охлаждения рельса, учитывающего кинетические закономерности перлитного и бейнитного превращений, изотермическая закалка головки рельсов на нижний бейнит позволяет снизить уровень остаточных напряжений до значений ± 100 МПа, которые обеспечивают благоприятные условия последующей эксплуатации рельсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Боер Х.-Д., Датта С., Кайзер Г.-Ю // Черные металлы. 1995. № 2. С. 29 – 36.
2. Дэвис Д. // Железные дороги мира. 1999. № 11. С. 63 – 65.
3. Керн Ф. // Железные дороги мира. 2000. № 8. С. 67 – 70.
4. Певзнер Л.М. // Журнал технической физики, 1949. Т. 19. Вып. 4. С. 481 – 491.
5. Певзнер Л.М. Структура и свойства стали при закалке в горячие среды. // Металловедение и термическая обработка. – М.: Машгиз, 1955. С. 74 – 107.
6. Приданцев М.В., Казарновский Д.С., Данилов В.И. и др. // Сталь. 1965. № 4. С. 358 – 361.
7. Казарновский Д.С., Приданцев М.В., Бабич А.П. и др. // Сталь. 1970. № 5. С. 465 – 468.
8. Archambault P., Moreaus F. // Metal progress. 1984. Vol. 126. P. 67 – 72.
9. Моро Ф., Аршамбол П. // Промышленная теплотехника. 1989. Т. 11. № 3. С. 48 – 55.
10. Антонишин Н.В., Геллер М.А., Желудкевич М.С. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989. № 3. С. 7 – 9.
11. Геллер М.А., Желудкевич М.С., Кобаско Н.И. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1991. № 4. С. 34 – 35.
12. Стрегулин А.И., Штейнберг С.С. Влияние углерода на кинетику изотермического распада аустенита в углеродистых сталях. // Тр. УФАИ. 1937. Вып. 9. С. 45 – 64.
13. Wever F., Hansel H. // Mitt. K.-With.-Inst., Eisenforsch. 1937. Bd. 19. P. 47 – 56.
14. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 1. – М.: Metallurgizdat, 1959. – 952 с.
15. Коган Л.И., Энтин Р.И. Превращение аустенита в средней области. // Проблемы металловедения и физики металлов. Вып. 5. – М.: Metallurgizdat, 1958. С. 161 – 209.
16. Энтин Р.И. Превращения аустенита в стали. – М.: Metallurgizdat, 1960. – 252 с.
17. Самойлович Ю.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 5. С. 39 – 44.
18. Самойлович Ю.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 11. С. 20 – 27.
19. Ильюшин А.А. Пластичность. Ч. 1. Упруго – пластические деформации. – М. – Л.: Гостехиздат, 1948. – 376 с.
20. Umamoto M., Horiuchi K., Tamura I. // Trans. of ISIJ. 1982. Vol. 22. P. 854 – 861.
21. Люты В. Закалочные среды. Справочник / Пер. с польского – Челябинск: Металлургия, 1990. – 192 с.
22. Прокошкин Д.А., Грязнов И.М. Ступенчатая закалка стали хромансиль. // Металловедение и термическая обработка. Тр. Московского института стали. 1939. Вып. 13. С. 256 – 270.
23. Прокошкин Д.А. Ступенчатая закалка стали. // Термическая обработка металлов. – М.: Машгиз, 1956. С. 3 – 12.
24. Вишняков Д.Я. Свойства расплавленных солей, применяемых в ваннах печей. // Структура и свойства стали. Тр. Московского института стали. 1949. Вып. 27. С. 126 – 175.
25. Термически упрочненные рельсы. / А.Ф. Золотарский, Я.Р. Раузин, Е.А. Шур и др. – М.: Транспорт, 1976. – 264 с.

© 2012 г. Ю.А.Самойлович
Поступила 2 февраля 2012 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 658.562.4:005.6

М.В. Чукин, А.С. Кузнецова

Магнитогорский государственный технический университет

РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА ОПРЕДЕЛЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ В СРЕДЕ DEFORM-3D

Определение и прогнозирование показателей качества металлоизделий ответственного назначения является важнейшей проблемой в процессе их производства. При этом наличие априорной информации об исследуемом объекте, полученной на основе моделирования операций технологического процесса в программном комплексе DEFORM-3D®, позволяет не только в значительной степени сократить объем экспериментальных исследований, но и дает возможность управлять основными факторами процесса. Выбор программной среды в качестве инструмента исследований обусловлен ее возможностью создания моделей операций технологического процесса производства, анализа напряженно-деформированного состояния (НДС) материала инструмента и заготовки, а также получения необходимой информации на любом этапе формирования готового изделия, что в свою очередь затруднительно в условиях промышленного производства.

Результаты анализа научно-технической информации указывают на ограниченность известных подходов для прогнозирования и контроля качественных характеристик готовой продукции, в связи с этим целью работы является построение универсального алгоритма, основанного на численном моделировании и позволяющего прогнозировать и управлять показателями качества готовой металлопродукции. Общую схему управле-

ния качеством можно представить в виде блок-схемы (рис. 1), сущность которой заключается в обеспечении возможности управления свойствами выпускаемого металлоизделия за счет изменения параметров состояния изделия или параметров управления (параметры внешнего воздействия).

На основе анализа нормативной и технической документации, проведения экспериментальных исследований, а также численного конечно-элементного моделирования процессов механических испытаний крепежа с накопленным НДС, был разработан универсальный алгоритм, позволяющий прогнозировать качество готового изделия и принимать решения о необходимости проведения соответствующих корректирующих мероприятий. В общем случае алгоритм включает следующие этапы:

- анализ научной и технической документации;
- создание моделей основных технологических операций производства;
- анализ возможности реализации предлагаемых технологических процессов с учетом особенностей используемых материально-технических ресурсов;
- анализ результатов.

В случае производства крепежа повышенного класса прочности основные этапы алгоритма приведены на рис. 2.

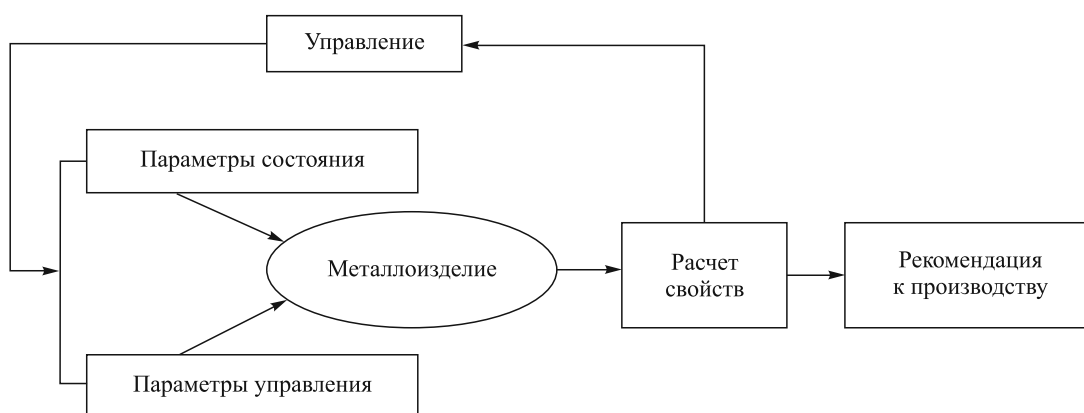


Рис. 1. Общая схема управления качеством металлопродукции

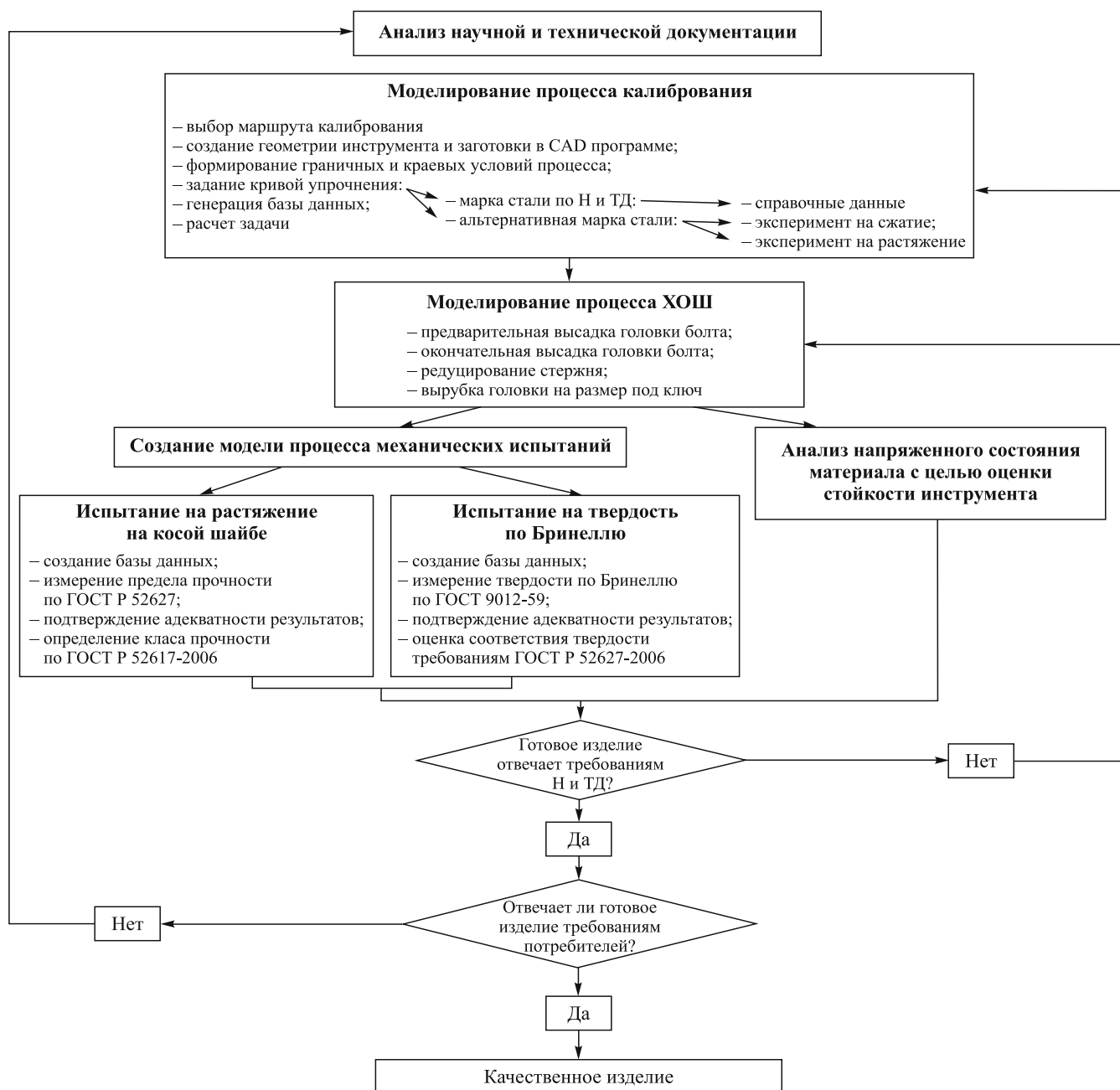


Рис. 2. Алгоритм определения и прогнозирования показателей качества металлопродукции

В соответствии с предлагаемым алгоритмом первоначальным этапом является сбор необходимой информации об исследуемом объекте, важной особенностью которой является ее достоверность и надежность. Анализ научной и технической документации особенно полезно проводить на начальной стадии оценки, когда необходимо определить основные цели и задачи исследований.

Следующим этапом работы является создание модели основных технологических операций, влияющих на качество продукции, в том числе операций калибровки и холодной объемной штамповки (ХОШ) в программном комплексе DEFORM-3D. Пооперационная модель высадки шестигранного болта, пред-

варительно калиброванного с различной степенью суммарного обжатия, создавалась на основе технологической схемы производства, действующей в условиях ОАО «Магнитогорский метизно-калибровочный завод «ММК-МЕТИЗ». Для реализации модели калибровки (рис. 3, а) важными этапами являются:

- выбор режима калибровки, который в свою очередь влияет на суммарную степень обжатия заготовки;
- выбор волоки, конструктивные параметры которой влияют на формирование схемы НДС;
- задание требуемых граничных и краевых условий;
- задание механических свойств материала, которые закладываются в виде кривой упрочнения.

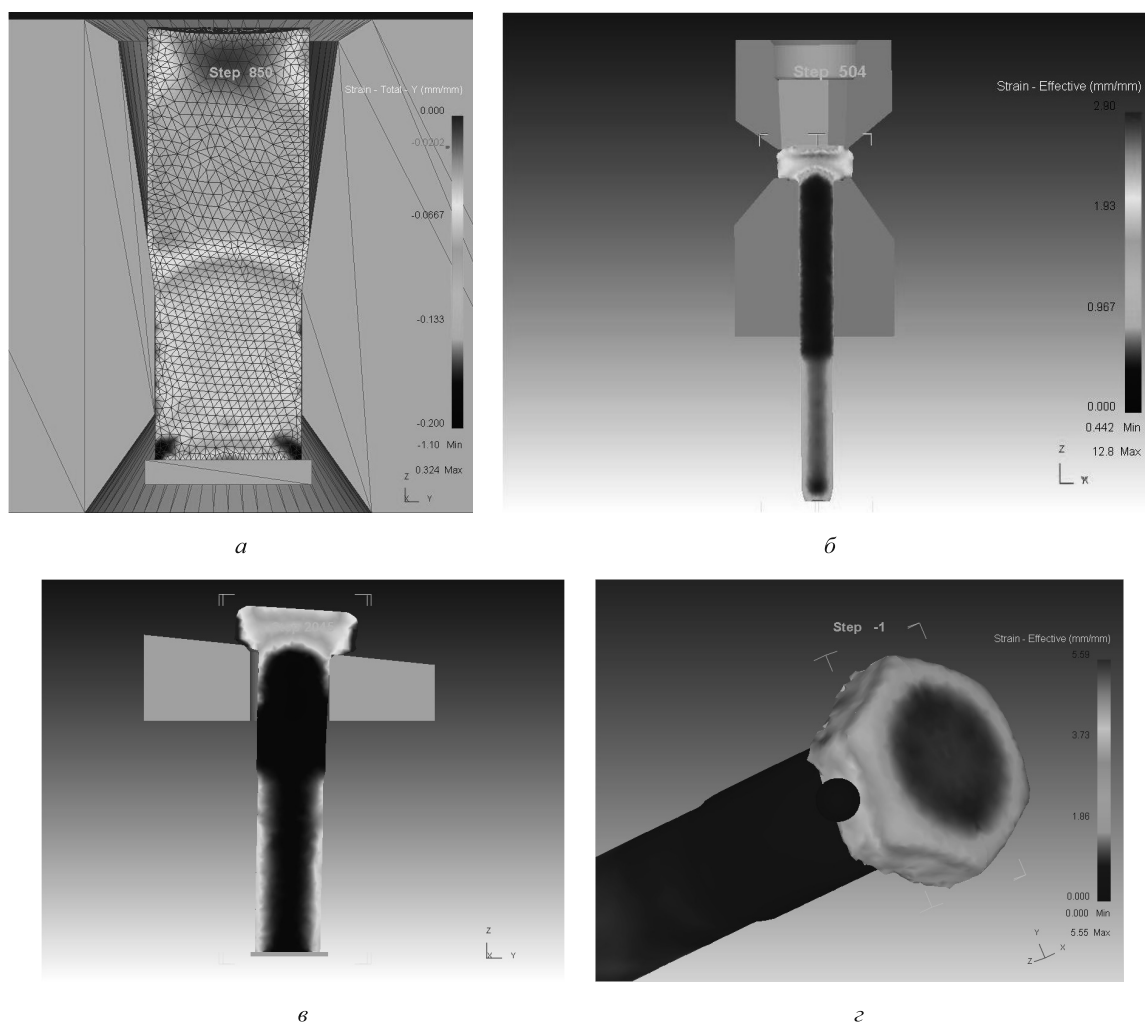


Рис. 3. Моделирование технологических операций:
 а – калибрование; б – холодная объемная штамповка; в – испытание на растяжение на косой шайбе;
 г – испытание на твердость по Бринеллю

Если в качестве заготовки используются традиционные материалы, применяемые в условиях действующего производства, то закладывается кривая упрочнения, полученная из горячекатаного проката, подвергнутого термической обработке. Допускается использование справочных данных [1], применение которых приемлемо, так как дает высокую сходимость с экспериментальными данными. Если же в качестве материала используются альтернативные марки стали, то необходимо проведение дополнительных экспериментов на сжатие и растяжение для построения кривой упрочнения.

Калиброванная заготовка с накопленным НДС на следующем этапе подвергается основным формообразующим операциям, а именно операциям процесса ХОШ: предварительной высадке головки болта, окончательной высадке головки болта, редуцированию стержня и вырубке головки на размер под ключ (рис. 3, б). На этом этапе формируется модель готового изделия с требуемыми свойствами.

Отличительной особенностью представленного алгоритма является анализ напряженного состояния

инструмента с целью оценки его стойкости в процессе высадки болта [2]. Проведение данного этапа работы необходимо, так как стойкость инструмента является важнейшим фактором, влияющим на стабильность технологического процесса, производительность автомата, а также на качество высаживаемых болтов. Стоимость инструмента может составлять значительную долю производственных затрат, особенно при его работе в условиях действия высоких давлений в процессе ХОШ.

Важным преимуществом использования программного комплекса DEFORM-3D является возможность моделирования механических испытаний (рис. 3, в, г), которые позволяют определить контролируемые показатели качества готовой продукции. В случае получения крепежа повышенного класса прочности в соответствии с ГОСТ Р 52627-2006 основными контролируемые показатели являются временное сопротивление на разрыв и твердость по Бринеллю [3]. Сравнение полученных характеристик с экспериментальными данными и с требованиями стандартов, сформированными

с учетом требований потребителей, позволяет сделать вывод о пригодности продукции.

Описанный алгоритм был успешно применен к процессу ХОШ болтов с резьбой М10 и М16, изготов-

ленных из крупнозернистой (КЗ) стали марок 10 и 20 и стали с ультрамелкозернистой структурой марок 20 и 45 (табл. 1 – 3). Сравнительный анализ результатов экспериментальных исследований и математического

Таблица 1

Результаты расчета и испытаний на одноосное растяжение заготовок после операции калибрования, а также при растяжении на косой шайбе болтов из крупнозернистой стали марок 10 и 20 при различных суммарных степенях обжатия

Наименование крепежа	Маршрут калибрования	Суммарная степень обжатия, %	Значение временного сопротивления после калибрования расчетное/(экспериментальное), МПа		Значение временного сопротивления после высадки болта расчетное/(экспериментальное), МПа	
			Крупнозернистая сталь марки 10	Крупнозернистая сталь марки 20	Крупнозернистая сталь марки 10	Крупнозернистая сталь марки 20
Болт М10	9,65	0	390/(410 – 490)	463/(440 – 540)	407	430
	12 – 9,65	35	612/(560 – 700)	710/(600 – 710)	610/(590 – 730)	663/(620 – 760)
	14 – 12 – 9,65	52,5	710	804	647	721
	15 – 14 – 12 – 9,65	58,6	–	–	662	753
Болт М16	15,5	0	392/(420 – 490)	464/(430 – 530)	395	470
	17 – 15,5	18,	504/(460 – 540)	682/(540 – 630)	513/(460 – 530)	615/(600 – 680)
	19 – 15,5	34	604/(580 – 630)	814/(640 – 770)	610/(600 – 680)	700/(690 – 750)
	21 – 19 – 17 – 15,5	45,5	–	–	650	720

Таблица 2

Результаты расчета и испытаний на одноосное растяжение заготовок после операции калибрования, а также при растяжении на косой шайбе болтов из стали с ультрамелкозернистой структурой марок 20 и 45 при различных суммарных степенях обжатия

Наименование крепежа	Маршрут калибрования	Суммарная степень обжатия, %	Значение временного сопротивления после калибрования расчетное, МПа		Значение временного сопротивления после высадки болта расчетное/(экспериментальное), МПа	
			Ультрамелкозернистая сталь марки 20	Ультрамелкозернистая сталь марки 45	Ультрамелкозернистая сталь марки 20	Ультрамелкозернистая сталь марки 45
Болт М10	9,65	0	791,4	890	811/(770)	902
	12 – 9,65	35	1019	1159	870	1018
	14 – 12 – 9,65	52,5	1044	1245	886	1039
Болт М16	15,5	0	797	890	816/(686)	924/(873)
	17 – 15,5	18	966,5	1112	869	1014
	19 – 17 – 15,5	34	1025	1310	891	1042

Таблица 3

Результаты расчета твердости по Бринеллю для заготовок из стали с ультрамелкозернистой структурой

Наименование крепежа	Маршрут калибрования	Суммарная степень обжатия, %	Значение твердости по Бринеллю, НВ	
			Ультрамелкозернистая сталь марки 20	Ультрамелкозернистая сталь марки 45
Болт М10	9,65	0	239	266
	12 – 9,65	35	257	300
	14 – 12 – 9,65	52,5	264	307
Болт М16	15,5	0	250	279
	17 – 15,5	18	256	299
	19 – 15,5	34	263	307

моделирования подтвердил адекватность полученных данных и целесообразность использования программной среды DEFORM-3D для дальнейших исследований. К примеру, для заготовки из К3 стали марки 20, калиброванной по маршруту 12,0 – 9,65 мм, полученное расчетное значение предела прочности находится в интервале значений, полученных в результате эксперимента, где расхождения относительно максимального и минимального 11 и 8 % соответственно. Сопоставление результатов расчета твердости по Бринеллю для того же маршрута также показывает удовлетворительную сходимость – отклонение не превышает 7 %.

Представленный алгоритм является универсальным и может подходить для определения и прогнозирования показателей качества металлопродукции, полученной в результате различных процессов обработки металлов давлением. Применение предлагаемого алгоритма

обеспечивает возможность контроля, прогнозирования и гарантированного достижения регламентированных качественных показателей металлопродукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кроха В.А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации: Справочник. – М.: Машиностроение, 1980. – 157 с.
2. Чукин М.В., Гусева Е.Н., Емалева Д.Г. и др. Инновационный потенциал применения УМЗ сталей для производства крепежа повышенного класса прочности. / Тр. междунар. конф. «Форсированное индустриально-инновационное развитие в металлургии». – Алматы. 2010. С. 30–33
3. ГОСТ Р 52627-2006. Болты, винты и шпильки. Механические свойства и методы испытаний. – М.: Стандартинформ, 2007. – 24 с.

© 2012 г. М.В. Чукин, А.С. Кузнецова
Поступила 06.02.2012

УДК 681.518:621.74.047

Газимов Р.Т., Демин А.В., Салихов К.З., Салихов З.Г.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ РАСЧЕТА ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ОХЛАЖДАЮЩИХ РОЛИКОВ В ЗВО МНЛЗ

Использование охлаждающих роликов для контроля и управления тепловым состоянием слябов, листов, полос при непрерывной разливке и прокатке металла является на сегодняшний день наиболее прогрессивным технологическим решением. Традиционно применяемые в машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) и прокатных станах системы форсуночного охлаждения базируются на моделях и алгоритмах управления, исходные параметры которых имеют нестационарный и вероятностный характер. Например, площади факелов форсунок, через которые подается хладагент на металлическую поверхность, существенно зависят от давления или расхода хладагента, засоленности подводных трубок и самих форсунок, а параметры кристаллизации или рекристаллизации внутри сляба или листа вообще не контролируются. Принятые коэффициенты теплопередачи изменяются в широких диапазонах из-за контакта хладагента с растворенными солями, взвесями, пылью, нефтепродуктами и окалиной, что в свою очередь существенно снижает управляемость процессом охлаждения слитка и может привести к авариям и снижению производительности. Немаловажным также является то, что в системе форсуночного охлаждения контур циркуляции хладагента остается разомкнутым. Расход охлаждающего агента в этом случае значительно больше, чем теоретически требуется. При этом мероприятия по последующей очистке хладагента требуют

значительных капитальных вложений (строительство очистных сооружений и отстойников, дополнительных трубопроводов и насосов), ресурсо- и энергозатрат на очистку, а также сопряжены с риском загрязнения окружающей среды и прочими экологическими факторами.

В свою очередь метод роликового охлаждения лишен большинства вышеперечисленных недостатков. Во-первых, хладагент циркулирует в замкнутом контуре, что не только повышает экономическую и экологическую эффективность охлаждения, но и позволяет, измеряя и регулируя проток хладагента через ролик, контролировать и управлять величиной теплоотвода каждым конкретным роликом, а значит радикально повысить качество процесса охлаждения в целом. Во-вторых, ролики обеспечивают контролируемый равномерный теплосъем по всей ширине слитка, что предотвращает возникновение существенных температурных градиентов и, как следствие, термонапряжений, деформаций и ухудшения поверхности. В третьих, охлаждение идет без интенсивного паро- и окалинообразования, что создает условия для точного прямого контроля полного теплового профиля поверхности слитка с использованием современных термографических (тепловизионных) средств. Это опять же существенно повышает контролируемость процесса и дает возможность использовать более эффективно компьютерные математические модели, но не виртуальные,

как было раньше, а непрерывно идентифицируемые на основании большого объема достоверных оперативных данных о протекании процесса.

Очевидно, что такой подход является на порядок более технологичным и позволяет осуществлять достоверный анализ процессов кристаллизации и рекристаллизации металла в режиме реального времени, а широкие диапазоны регулирования расхода хладагента, пропускаемого через ролики, позволяют оперативно управлять процессом вторичного охлаждения слитка. Более подробно основные теоретические положения, принципы работы охлаждающих роликов, а также схемы автоматизированных систем управления роликовым охлаждением изложены в работах [1 – 4].

Предметом настоящей статьи является исследование проблемы расчета теплотехнических характеристик ролика при проектировании системы роликового охлаждения, для чего предлагается разработать компьютерную модель отвода тепла роликом от слитка, которая позволит рассчитать требуемые характеристики.

Согласно схеме, представленной в изобретении [1], охлаждающий ролик выполнен полым, а его полость заполнена медными шарами определенного диаметра для создания необходимой порозности (для обеспечения протока и эффективного перемешивания хладагента) и фактической площади теплосъема (площади контакта меди и хладагента). Схема охлаждающего ролика в разрезе представлена на рис. 1.

Ролик условно разбит на три слоя (I – слой медного ролика, II – внутренний слой медных шаров, III – центральный слой медных шаров) и двенадцать секторов, что позволяет моделировать теплообмен в ролике в процессе его вращения. Для этого введем правило очередности контакта секторов ролика с поверхностью

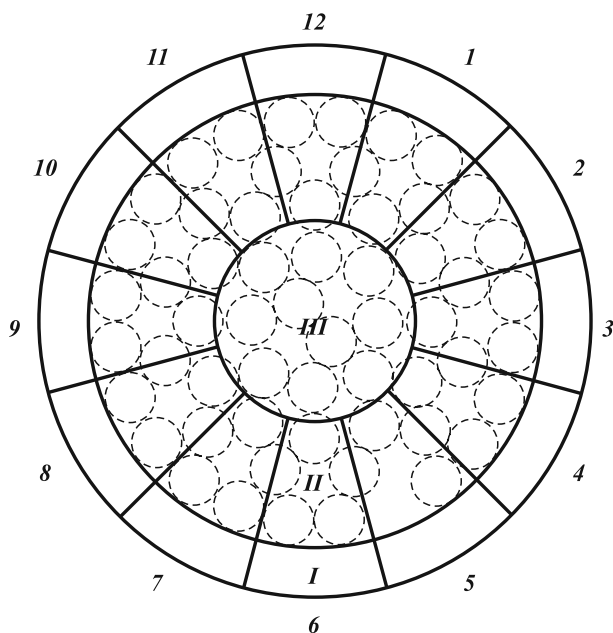


Рис. 1. Схема охлаждающего ролика (в разрезе)

слитка. С целью упрощения расчетов примем за основу дискретную модель вращения ролика – сектора контактирует со слитком поочередно, как зубцы в шестерне, т.е. в любой момент времени со слитком соприкасается только один сектор. Длительность контакта δ высчитывается по формуле.

$$\delta = \frac{v}{l_s} = v \frac{n}{l} = \frac{vn}{2\pi r}, \quad (1)$$

где v – линейная скорость вращения ролика, м/с (так как поверхность ролика имеет постоянное сцепление с поверхностью слитка, то v можно принять равной скорости вытягивания слитка); l_s – длина сектора на поверхности ролика, м (равна общей длине ролика по окружности, деленной на число секторов); l – длина окружности ролика, рассчитываемая исходя из радиуса ролика, м; n – число секторов ролика (в данном примере 12); r – радиус ролика, м.

При контакте ролика с нагретым телом (слитком, листом) тепло в нем распространяется по следующему правилу: в любой момент времени t некоторый k -й сектор ролика может контактировать со слитком или не контактировать. Тот сектор, который сейчас контактирует со слитком (далее контактный сектор), получает тепло непосредственно от слитка, и является самым нагретым сектором ролика, так как по закону сохранения энергии тепло передается от более нагретых участков к менее нагретым, т.е. от контактного сектора ко всем остальным, что показано стрелками на рис. 2.

Для простоты и наглядности изобразим схематично распространение тепла по слоям в границах одного сектора (рис. 3). Если сектор контактирует со слитком, то тепловой поток \dot{Q}_k^{o-t} направлен внутрь ролика, так как слиток очевидно горячее ролика, если сектор не контактирует со слитком, то этот тепловой поток направлен в

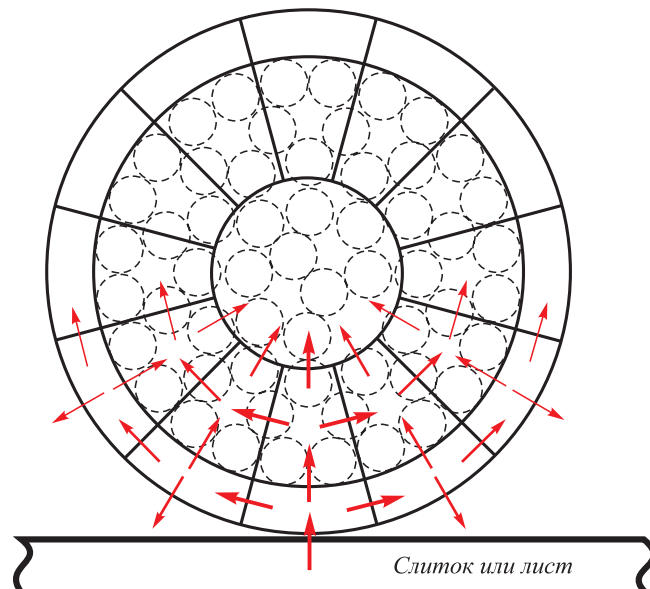


Рис. 2. Схема распространения тепла в охлаждающем ролике

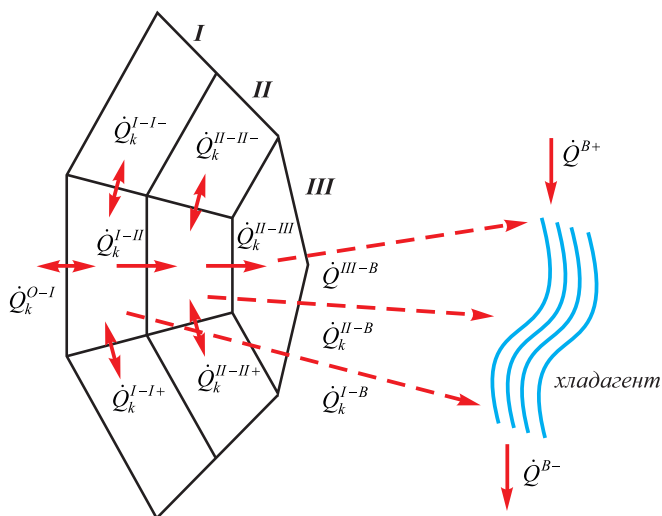


Рис. 3. Схема теплового баланса для одного сектора ролика

обратную сторону, так как окружающая среда очевидно холоднее слитка. Далее тепло из первого слоя (от ролика) передается второму слою (шарам), \dot{Q}_k^{I-I} , так как те непрерывно омываются проточным хладагентом и поэтому всегда холоднее самого ролика.

Часть тепла также передается непосредственно хладагенту \dot{Q}_k^{I-B} , так как небольшая площадь внутренней поверхности ролика (та, что не контактирует с шарами) также омывается хладагентом. Далее, в зависимости от того, контактный это сектор или нет, определяется теплообмен с соседними секторами в первом слое. Однако здесь нет необходимости вводить дополнительные правила, так как по закону сохранения энергии тепло движется от более нагретого тела к менее нагретому, а следовательно, если это контактный сектор, то он будет отдавать тепло в левый \dot{Q}_k^{I-I-} и в правый \dot{Q}_k^{I-I+} соседние сектора, а если это неконтактный сектор, то он будет получать тепло из более нагретого соседнего сектора (левого или правого — того, который в данный момент ближе к контактному сектору), и отдавать в менее нагретый. Аналогичная ситуация с теплообменом между секторами во втором слое (\dot{Q}_k^{II-II-} и \dot{Q}_k^{II-II+}). Кроме того, во втором слое тепло интенсивно передается от медных шаров к хладагенту \dot{Q}_k^{II-B} , а также в третий — центральный слой шаров \dot{Q}_k^{II-III} . Центральный слой шаров был введен для устранения неопределенности границ секторов вблизи от центра. Так как участки секторов вблизи от центра геометрически меньше размеров шаров, то теплообменные процессы между секторами там становятся неочевидными — неясно, к какому сектору относится какой шар и куда от него передается тепло. Поэтому все центральные шары были отнесены к общему центральному слою, который одновременно контактирует со всеми 12 секторами второго слоя. Центральный слой также отдает тепло хладагенту, омывающему центральные шары \dot{Q}_k^{III-B} . Кроме того, часть теплоты \dot{Q}_k^{B+} передается в ролик с массой поступающего хладагента и вся накопленная теплота \dot{Q}_k^{B-} отводится из ролика с массой нагретого хладагента.

Согласно приведенным выше рассуждениям, представленные на схеме тепловые потоки рассчитываются по формулам (2 – 13)

$$\dot{Q}_k^{O-I} = \begin{cases} A_{\text{Fe-Cu}} S^{O-I} (T_{[j]}^{\text{мет}} - T_k^I), & k = k^*, \\ \sigma \left[\left(\frac{T_k^I}{100} \right)^4 - \left(\frac{T^{\text{о.с.}}}{100} \right)^4 \right], & k \neq k^*; \end{cases} \quad (2)$$

$$\dot{Q}_k^{I-I-} = A_{\text{Cu}} S^I (T_k^I - T_{k-1}^I); \quad (3)$$

$$\dot{Q}_k^{I-I+} = A_{\text{Cu}} S^I (T_k^I - T_{k+1}^I); \quad (4)$$

$$\dot{Q}_k^{I-II} = A_{\text{Cu}} S^{I-II} (T_k^I - T_k^{II}); \quad (5)$$

$$\dot{Q}_k^{I-B} = A_{\text{Cu-H}_2\text{O}} S^{I-B} (T_k^I - T_{[j],2}); \quad (6)$$

$$\dot{Q}_k^{II-II-} = A_{\text{Cu}} S^{II} (T_k^{II} - T_{k-1}^{II}); \quad (7)$$

$$\dot{Q}_k^{II-II+} = A_{\text{Cu}} S^{II} (T_k^{II} - T_{k+1}^{II}); \quad (8)$$

$$\dot{Q}_k^{II-III} = A_{\text{Cu}} S^{II-III} (T_k^{II} - T^{III}); \quad (9)$$

$$\dot{Q}_k^{II-B} = A_{\text{Cu-H}_2\text{O}} S^{II-B} (T_k^{II} - T_{[j],2}); \quad (10)$$

$$\dot{Q}_k^{III-B} = A_{\text{Cu-H}_2\text{O}} S^{III-B} (T^{III} - T_{[j],2}); \quad (11)$$

$$\dot{Q}_k^{B+} = C_{\text{P}_{\text{H}_2\text{O}}} \rho_{\text{H}_2\text{O}} V T_{[j],1}; \quad (12)$$

$$\dot{Q}_k^{B-} = C_{\text{P}_{\text{H}_2\text{O}}} \rho_{\text{H}_2\text{O}} V T_{[j],2}, \quad (13)$$

где коэффициенты теплопередачи, Дж/(м²·с·К): $A_{\text{Fe-Cu}}$ — от железа к меди, A_{Cu} — от меди к меди, $A_{\text{Cu-H}_2\text{O}}$ — от меди к воде; площади границ зон (рассчитываются исходя из геометрических размеров ролика), м²: S^{O-I} — площадь контакта ролика и металла, S^I — площадь границ соседних секторов в слое I, S^{II} — площадь границ соседних секторов в слое II, S^{I-II} — площадь контакта внутренней поверхности полого ролика и медных шаров (для одного сектора), S^{I-B} — площадь контакта внутренней поверхности полого ролика и циркулирующего хладагента, S^{II-III} — площадь контакта поверхностей медных шаров из сектора в слое II, с шарами из слоя III, S^{II-B} — площадь контакта поверхностей медных шаров из сектора в слое II с циркулирующим хладагентом, S^{III-B} — площадь контакта поверхностей медных шаров в слое III с циркулирующим хладагентом; температуры, К: $T_{[j]}^{\text{мет}}$ — температура металла, $T^{\text{о.с.}}$ — температура окружающей среды, T_k^I — температура ролика (слой I) в k-м секторе ролика, T_k^{II} — температура шаров (слой II) в k-м секторе ролика, T^{III} — температура шаров в центре ролика (слой III), $T_{[j],1}$, $T_{[j],2}$ — входная и текущая температуры циркулирующего хладагента; а также: V — поток хладагента (воды), м³/с; $C_{\text{P}_{\text{H}_2\text{O}}}$ — теплоемкость воды, Дж/К·кг;

ρ_{H_2O} – плотность воды, кг/м³; σ – коэффициент пропорциональности от степени черноты металла; k^* – номер текущего контактного сектора, рассчитывается на основании текущего значения таймера по формуле

$$k^* = \text{mod}(\tau/\delta, n), \quad (14)$$

где τ – текущее значение таймера, с; δ – длительность контакта сектора со слитком, с; n – число секторов, на которые разделен ролик; mod – функция определения остатка от деления.

Значения температур рассчитываются итерационным методом по формулам (15) – (18), где на каждом шаге осуществляется расчет приращений температуры по методу Рунге-Кутты:

$$T_k^I(\tau + \Delta\tau) = T_k^I(\tau) + \frac{\beta_k^I}{Cp_{Cu} G_{sg}^I} \int_{\tau}^{\tau+\Delta\tau} \frac{dQ_k^I}{d\tau}; \quad (15)$$

$$T_k^{II}(\tau + \Delta\tau) = T_k^{II}(\tau) + \frac{\beta_k^{II}}{Cp_{Cu} G_{sg}^{II}} \int_{\tau}^{\tau+\Delta\tau} \frac{dQ_k^{II}}{d\tau}; \quad (16)$$

$$T^{III}(\tau + \Delta\tau) = T^{III}(\tau) + \frac{\beta^{III}}{Cp_{Cu} G_{sg}^{III}} \int_{\tau}^{\tau+\Delta\tau} \frac{dQ^{III}}{d\tau}; \quad (17)$$

$$T_{[j],2}(\tau + \Delta\tau) = T_{[j],2}(\tau) + \frac{\beta^B}{Cp_{H_2O} G_{H_2O}} \int_{\tau}^{\tau+\Delta\tau} \frac{dQ^B}{d\tau}, \quad (18)$$

где Cp_{Cu} – теплоемкость меди, Дж/К кг; Cp_{H_2O} – теплоемкость воды, Дж/К кг; G_{sg}^I – масса одного сегмента полого ролика (слой I); G_{sg}^{II} – масса шаров в одном сегменте полого ролика (слой II); G_{sg}^{III} – масса шаров в центре полого ролика (слой III); G_{H_2O} – масса хладагента внутри полого ролика; $\beta_k^I, \beta_k^{II}, \beta^{III}, \beta^B$ – настраиваемые корректирующие коэффициенты модели, производные теплоты в ролике, шарах и воде рассчитываются из уравнений теплового баланса (19) – (22), составленных согласно закону сохранения энергии

$$\frac{dQ_k^I}{d\tau} = \dot{Q}_k^{O-I} - \dot{Q}_k^{I-I-} - \dot{Q}_k^{I-I+} - \dot{Q}_k^{I-II} - \dot{Q}_k^{I-B}; \quad (19)$$

$$\frac{dQ_k^{II}}{d\tau} = \dot{Q}_k^{I-II} - \dot{Q}_k^{II-II-} - \dot{Q}_k^{II-II+} - \dot{Q}_k^{II-III} - \dot{Q}_k^{II-B}; \quad (20)$$

$$\frac{dQ^{III}}{d\tau} = \sum_{k=1}^n \dot{Q}_k^{II-III} - \dot{Q}^{III-B}; \quad (21)$$

$$\frac{dQ^B}{d\tau} = \sum_{k=1}^n (\dot{Q}_k^{I-B} + \dot{Q}_k^{II-B}) + \dot{Q}^{III-B} + \dot{Q}^{B+} - \dot{Q}^{B-}. \quad (22)$$

Ниже представлены результаты компьютерного моделирования теплообменных процессов в ролике. Как видно на рис. 4, просматривается очевидная очередность пиковых температур по секторам, что соответствует изложенной выше гипотезе.

На рис. 5. показаны графики изменения температуры ролика (слой I) и шаров в полости ролика (слой II) для одного из секторов. Видно, что теплообменные процессы в слое шаров протекают менее интенсивно, и графики температурных кривых в них являются более гладкими. Это подтверждает сглаживающие свойства ролика, что позволяет при использовании роликового охлаждения добиться существенного уменьшения перепадов температур на поверхности литка (в сравнении с форсуночным охлаждением) и избежать возникновения поверхностных дефектов (трещин и расслоений), а также интенсивного образования окалины.

Адекватность математической модели подтверждается результатами испытаний на лабораторной установке в НИТУ «МИСиС». По результатам испытаний были сопоставлены значения измеренных температур поверхности ролика и заготовки с полученными по модели, а также фактические и полученные по модели значения температуры хладагента на выходе из ролика при контролируемых значениях его расхода и температуры на входе. По зафиксированным отклонениям модель была параметрически настроена с точностью

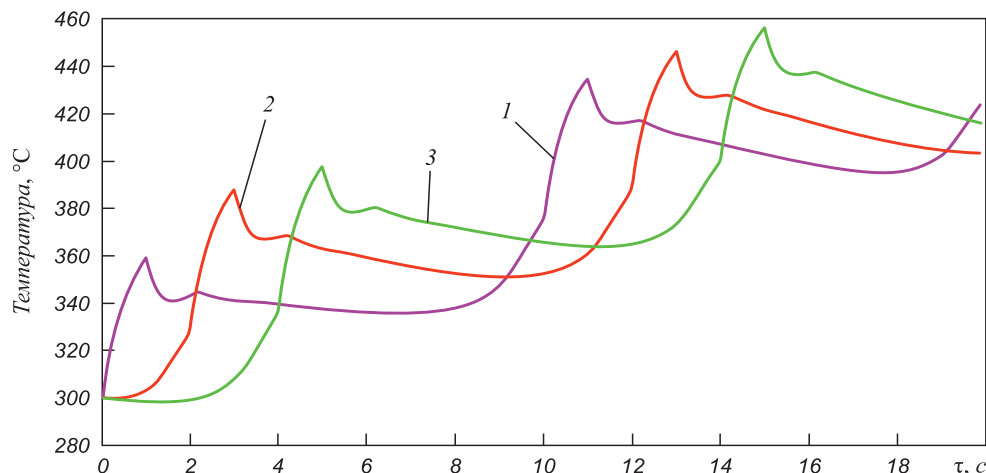


Рис. 4. Графики температур секторов ролика (слой I):
1 – сектор 1; 2 – сектор 2; 3 – сектор 3

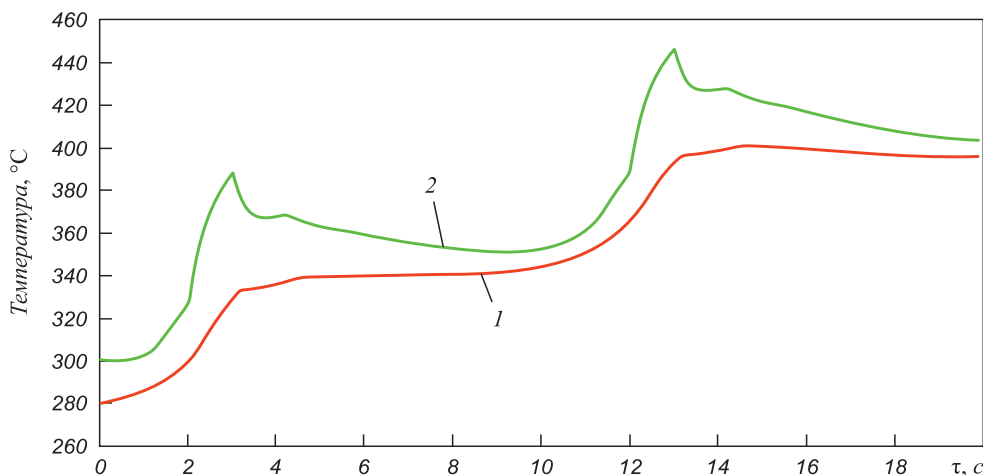


Рис.5. Графики температур сектора ролика (слои I и II):
1 – сектор N+3; 2 – сектор 3

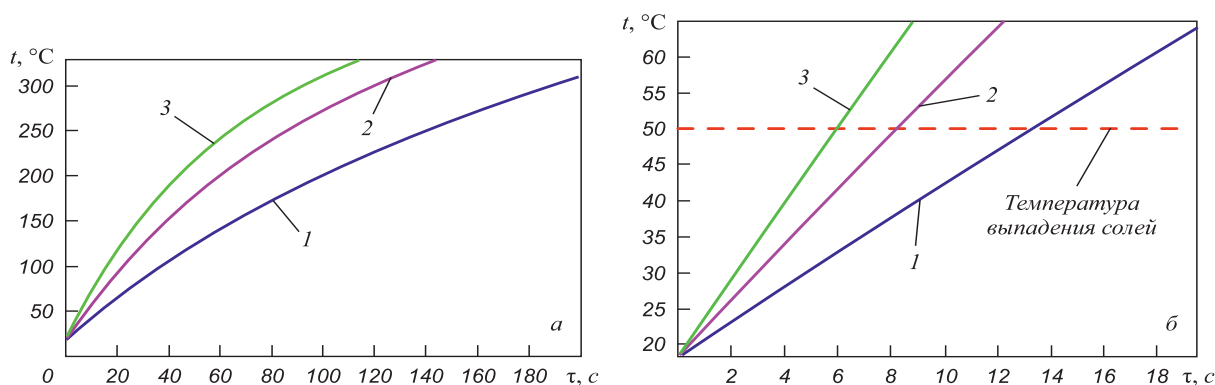


Рис. 6. Результаты моделирования нагрева хладагента при заполнении ролика шарами разного диаметра, см:
1 – 5; 2 – 2,5; 3 – 1,25

до 1,2 %. Это позволяет судить о ее гибкости и возможности адаптации к условиям на реальном объекте.

На рис. 6. представлены результаты моделирования интенсивности нагрева хладагента при заполнении ролика шарами разного диаметра. Из полученных графиков видно, что критическая температура хладагента (если это вода, то 50 °С – температура выпадения солей) достигается за 6 – 14 с, т.е. это то время, за которое хладагент в ролик должен полностью смениться. При известном внутреннем объеме ролика и порозности шаров это позволяет рассчитать нижнюю критическую границу расхода хладагента в ролик.

Выводы. Использование принципа многозонного моделирования позволило разработать достоверную математическую компьютерную модель процесса теплоотвода при роликовом охлаждении. Созданный на основе этой модели программный модуль позволяет определять основные теплотехнические характеристики ролика для любых размеров теплоотводящих шаров, что дает возможность подбора наиболее подходящего размера шаров и определения диапазонов регулирования расхода хладагента в ролик.

Разработанная модель представляет собой систему из $2N + 2$ обыкновенных дифференциальных

уравнений, что с использованием современной компьютерной техники позволяет рассчитывать параметры теплообменных процессов в ролик в реальном времени. Следовательно, эту модель можно использовать не только для проектирования роликов, но и для расчета величины расхода хладагента при оперативном управлении охлаждением металла непосредственно во время протекания технологического процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2422242. РФ. Способ охлаждения заготовок на машинах непрерывного литья. Салихов З.Г., Ишметьев Е.Н., Глебов А.Г. и др. Бюлл. № 18 от 27.06.2011.
2. Салихов З.Г., Газимов Р.Т., Салихов К.З. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 11. С 60 – 64.
3. Salikhov Z.G., Gazimov R.T., Salikhov K.Z. // Metallurgist. 2010. Vol. 54. No. 5 – 6. P. 295 – 298.
4. Салихов К.З. Адаптивная система автоматического управления процессом охлаждения крупного стального слитка в ЗВО МНЛЗ: модели и алгоритмы: Автореф. дис. ... канд. тех. наук. – М., 2011. – 26 с.

© 2012 г. Газимов Р.Т., Демин А.В.,
Салихов К.З., Салихов З.Г.
Поступила 14 марта 2012 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИКИ

Глебов А.Г., Свяжин А.Г., Арабей А.Б., Баженов В.Е., Корчагин А.М., Фарбер В.М., Киндоп В.Э. Нитриды титана в трубной стали	3
---	---

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Вдовыдченко Н.В., Дурова Л.Е., Петелин А.Л., Юсфин Ю.С., Травянов А.Я. Кинетический анализ концентраций микропримесей в газовой атмосфере шахты доменной печи при утилизации вторичного сырья	12
---	----

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Дашевский В.Я., Юсфин Ю.С., Александров А.А., Подгородецкий Г.С., Губанов В.И. Обезуглероживание расплава марганца	15
Куринос В.В., Левицкий И.А. Математическое моделирование нагрева заготовок с переменными теплофизическими характеристиками и теплового режима, соответствующего заданному графику нагрева	19
Юрьев Б.П. Исследование физико-химических процессов при подготовке и использовании шлакообразующих смесей	22
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	26
Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Галкин А.Н., Гаманюк С.Б. Влияние условий кристаллизации головной части кузнечных слитков на их строение и качество поковок	32

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Трусов В.А., Зинкевич М.Б., Новожилов И.С. Метод расчета температурного режима при сортовой прокатке	38
Трофимов В.Н., Кузнецова Т.В., Мельникова Т.Е. О профилировании канала волочильного инструмента	42
Краюшкин Н.А., Кузнецова Н.П. Исследование тепловых режимов затвердевания круглых сортовых заготовок из высококачественных марок сталей при полунепрерывной разливке стали	45

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Полушин Н.И., Яковлев В.В., Елютин А.В., Лаптев А.И., Поздняков А.А. Очистка от азота железа, применяемого при выращивании монокристаллов алмаза на затравке	49
Редькина Н.В., Харитонов С.В., Скуднов В.А. Влияние вида заготовки на микроструктуру сплава 44НХТЮ	53
Самойлович Ю.А. Динамика структурных напряжений при дифференцированном термоупрочнении железнодорожных рельсов	55

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Чукин М.В., Кузнецова А.С. Разработка алгоритма определения и прогнозирования показателей качества металлопродукции на основе моделирования в среде DEFORM-3D	62
Газимов Р.Т., Демин А.В., Салихов К.З., Салихов З.Г. Компьютерная модель для расчета теплотехнических характеристик охлаждающих роликов в ЗВО МНЛЗ	66

CONTENTS

HIGH-STRENGTH STEELS FOR POWER ENGINEERING	
Glebov A.G., Svyazhin A.G., Arabey A.B., Bazhenov V.E., Korchagin A.M., Farber V.M., Kindop V.E. Titanium nitrides in tube steel	3
ENVIRONMENTAL MANAGEMENT IN THE FERROUS METALLURGY	
Vdovydchenko N.V., Durova L.E., Petelin A.L., Yusfin Yu.S., Travyanov A.Ya. Kinetic analysis of trace elements concentrations in gaseous atmosphere of the blast-furnace stack during the utilization of secondary raw materials	12
METALLURGICAL TECHNOLOGIES	
Dashevskiy V.J., Yusfin Yu.S., Aleksandrov A.A., Podgorodetskiy G.S., Gubanov V.I. Decarbonization of molten manganese	15
Kurnosov V.V., Levitsky I.A. Mathematic simulation of workpieces heating with variable thermal characteristics and thermal condition, corresponding to a given heating curve	19
Yuryev B.P. Investigation of physicochemical processes during the preparation and useage of slag-forming mixtures	22
Shishimirov M.V., Sosonkin O.M., Gertsyk S.I., Yalov N.P., Smirnova M.V., Sharypova T.S., Dyakova E.V. Simulation of oxygen blowing in EAF bath	26
Rutskiy D.V., Zyuban N.A., Galkin A.N., Gamanyuk S.B. Effect of crystallization conditions of the forging ingots head on their structure and forging's quality	32

ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

Trusov V.A., Zinkevich M.B., Novozhilov I.S. The method of temperature condition's calculating in flat-and-edge rolling	38
Trofimov V.N., Kuznetsova T.V., Melnikova I.E. About channel's profiling of drawing tool	42
Krayushkin N.A., Kuznetsova N.P. Investigation of thermal conditions of round billets of high-quality steel solidification for semi-continuous casting	45

MATERIALS SCIENCE AND NANOTECHNOLOGY

Polushin N.I., Yakovlev V.V., Elyutin A.V., Laptev A.I., Pozdnyakov A.A. Nitrogen removal from iron for growing of seed-monocrystals of diamond	49
Redkina N.V., Kharitonov, S.V., Scudnov V.A. Effect of quenching type on the microstructure of the 44HXTIO alloy	53
Samoilovich Yu.A. The dynamics of structural stresses in railroad rails in case of differential thermo strengthening	55

IT AND FERROUS METALLURGY'S AUTOMATIZATION

Chukin M.V., Kuznetsova A.S. Development of algorithm for determining and predicting quality ratings of metal production based on modeling in DEFORM-3D	62
Gazimov R.T., Demin A.V., Salikhov K.Z., Salikhov Z.G. A computer model for calculating of the thermal characteristics of the cooling rollers in the secondary cooling zone of the continuous casting machine	66

Подписано в печать 14.08.2012. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3656.

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