

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

5

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

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

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ УТИЛИЗАЦИИ ХЛОРОРГАНИЧЕСКИХ ПЕСТИЦИДОВ В ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

Применение пестицидов широко распространено в сельском хозяйстве. Каждый год выходят все новые, более прогрессивные средства химической защиты растений, в связи с чем более токсичные пестициды запрещают к применению. Большое количество их утрачивают свои пестицидные свойства и, следовательно, объемы пестицидов, которые подлежат уничтожению, неуклонно растут.

Согласно FAO (организация ООН по вопросам продовольствия и сельского хозяйства) в России накоплено около 25 тыс. т некондиционных пестицидов [1]. Можно предположить, что эти данные несколько занижены. Не все склады с пестицидами обнаружены, а некоторые пестициды даже не складировались в специальных хранилищах, а напрямую попадали в почву.

На сегодняшний день обращение с пестицидами (включая запасы устаревших и непригодных химикатов) регулируют международные природоохранные соглашения.

Одно из них, Стокгольмская конвенция, было открыто для подписания в мае 2001 г. и вступило в силу всего три года спустя – в мае 2004 г. Конвенция регулирует обращение с двенадцатью специально выбранными особо опасными органическими веществами под названием «Грязная дюжина» – это минимальный набор токсикантов, использование которых затрагивает интересы безопасности всех стран. Эти вещества, согласно конвенции, должны быть запрещены для использования, производство их должно быть прекращено, а все запасы уничтожены [2].

Существуют различные способы утилизации пестицидов. Один из возможных способов уничтожения запрещенных пестицидов – это пиролизический метод. Имеются различные способы осуществления этого процесса [3, 4]. Перспективной, на взгляд авторов, представляется утилизация пестицидов в процессах металлургического производства [5]. Такой вариант не потребует дополнительного вложения средств в строительство новых агрегатов и позволит производить утилизацию вредных веществ параллельно с выплавкой металла.

Для того, чтобы можно было рассматривать технологические аспекты процессов металлургической пе-

реработки пестицидов и разрабатывать практические способы их использования на действующем металлургическом предприятии, необходимо найти ответы на следующие вопросы: имеется ли принципиальная возможность утилизации пестицидов в ходе металлургических процессов; какие металлургические агрегаты для этого наиболее пригодны; как будут вести себя в процессах утилизации содержащиеся в пестицидах элементы, склонные к образованию токсичных веществ; не ухудшится ли экологическая ситуация при утилизации пестицидов на металлургических предприятиях и в металлургических регионах.

Для получения ответов на поставленные вопросы выполнен теоретический анализ возможностей утилизации пестицидов металлургическими способами.

Для анализа поведения пестицидов в различных температурных зонах и при различных окислительно-восстановительных условиях, соответствующих технологическим режимам работы металлургических агрегатов, был выбран метод термодинамического моделирования. Расчеты проводились с помощью пакета программ «Ивтантермо», который основан на минимизации энергии Гиббса [6].

В качестве основного вещества, подлежащего утилизации, был выбран дихлордифенилтрихлорэтан (ДДТ) или, согласно номенклатуре IUPAC (международная комиссия по номенклатуре органических соединений «Международный союз теоретической и прикладной химии»), 1,1,1-Трихлор-2,2,-ди(4-хлорфенил)этан. ДДТ относится к классу хлорорганических пестицидов, поэтому дальнейшие рассуждения будут характерны и для других пестицидов этого класса. Наибольшее распространение он получил с середины 50-х по 70-е годы прошлого века. Считается, что накопленное количество ДДТ является наибольшим среди других веществ данного типа (среди других пестицидов). ДДТ имеет брутто формулу $C_{14}H_9Cl_5$, структурная формула приведена на рис. 1. Согласно ВОЗ (Всемирной организации здравоохранения) ДДТ относится к классу IV «Очень опасные».

ДДТ представляет собой сложную молекулу органического происхождения, содержащую бензольные кольца (как и многие другие пестициды). Температура

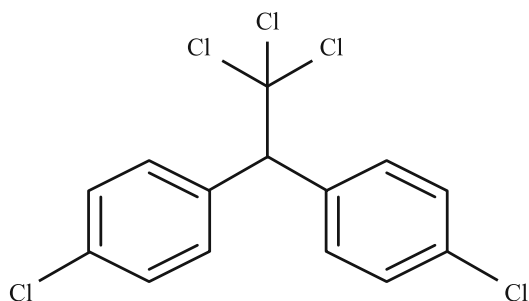


Рис. 1. Структурная формула ДДТ

разложения бензола 750 °С [7]. Можно предположить, что для более полного разложения пестицидов до простых веществ желательна наличие высоких температур (более 750 °С).

На взгляд авторов, агрегатом, обладающим наиболее подходящими условиями для эффективного протекания процесса разложения ДДТ, является доменная печь, где наивысшая температура в фурменной зоне превышает 2000 °С, что достаточно для протекания реакций полного распада любых веществ органического происхождения, в том числе и пестицидов. Кроме того, в доменном процессе принимают участие разнообразные вещества, имеющие большое химическое сродство к компонентам пестицидов, которые являются носителями токсичных свойств. Поэтому анализ поведения ДДТ проводился для условий доменной печи.

Наиболее опасным компонентом, входящим в состав молекулы ДДТ (и многих других хлорорганических пестицидов) является хлор, поэтому важно определить, куда он уходит при распаде органики. При этом необходимо, чтобы хлор оказался прочно связан в устойчивых неорганических молекулах. В противном случае есть опасность соединения его с фрагментами частичной (поверхностной) деструкции углеводородной части молекулы пестицида (например фенильными радикалами) с образованием диоксинов и фуранов. Для связывания выделяющегося хлора желательна присутствие в реакционном пространстве щелочных металлов, кальция и других элементов, образующих прочные хлориды.

Процесс разложения молекул пестицидов протекает с некоторой скоростью, которая зависит от многих параметров: температуры, химического состава реакционной среды, окислительно-восстановительного потенциала (C/O), общего давления и т.д.

Расчет проводился для доменной шихты, в которой содержатся следующие элементы: Fe, C, O, H, Si, Ca, Al, Mg, Mn, S, P, K и Na [8].

Проведена серия расчетов при условиях неизменного химического состава расчетной системы, но в широком интервале температур, захватывающем большое количество температурных зон или целиком отдельную укрупненную зону. При этом в локальной окрестности исследуемого процесса утилизации возможно прохождение различных реакций, связанных со значением

окислительно-восстановительного потенциала в каждом конкретном месте внутри изотермической зоны. Окислительно-восстановительный потенциал задавался отношением количества углерода к количеству кислорода в системе, выраженным в атомных (мольных) единицах – C/O. Это наиболее удобный для термодинамического моделирования параметр, т.к. C/O = 1 соответствует монооксиду углерода CO и, соответственно, восстановительной среде в реакционном пространстве. Значения C/O, меньшие 1, показывают степень окисленности внешней среды, наличие поблизости оксидов металлов, увеличение содержания CO₂ в газовой фазе. Значения C/O, большие 1, свидетельствуют об избытке в реакционном пространстве углерода в твердой фазе, например, кокса.

Особое внимание в расчетах было уделено элементам, которые существенно влияют на распределение хлора: Fe, Ca, Al, H, K и Na.

Учет влияния температуры проводился разделением всего рабочего пространства печи на 25 температурных зон от 100 до 2500 °С с шагом 100 °С, что не приводит к существенным изменениям равновесных концентраций реагирующих веществ. В фурменной области, химический состав в которой существенно отличается от химического состава остальной печи, а так же наблюдаются наивысшие температуры, предлагается выделять 6 – 10 температурных зон для расчетов. Было выбрано девять зон с температурой от 1700 до 2500 °С и шагом 100 °С.

Чтобы учесть все варианты химических процессов для каждой зоны, проводилась серия изотермических расчетов с изменением окислительно-восстановительного потенциала.

Предварительные расчеты показали, что давление в доменной печи (4 – 5 атм) не существенно влияет на равновесный состав продуктов процесса. Поэтому в дальнейших расчетах давление принималось равным атмосферному и считалось неизменным.

Термодинамические расчеты показали, что до 700 °С хлор ДДТ соединяется с калием в виде KCl (к). На рис. 2 показана графическая интерпретация результатов изотермического варианта расчета распределения хлора при утилизации ДДТ между соединениями, образующимися в процессе доменной плавки для зоны со средней температурой 700 °С. Общий приход хлора в составе ДДТ составляет 0,18 кг/т чугуна (5 г-атомов на 1 т выплавляемого чугуна). Видно, что в условиях доменной плавки хлор образует соединения со щелочными металлами; в окислительной среде (C/O = 0,6) эти соединения находятся в основном в газовой фазе, в восстановительной среде (C/O = 1,4) – в конденсированной. В интервале температур от 700 до 1600 °С картина распределения хлора похожая.

На рис. 3 показано образование хлорсодержащих соединений в зависимости от температуры при C/O = 1. Расчеты, на базе которых построен данный график сви-

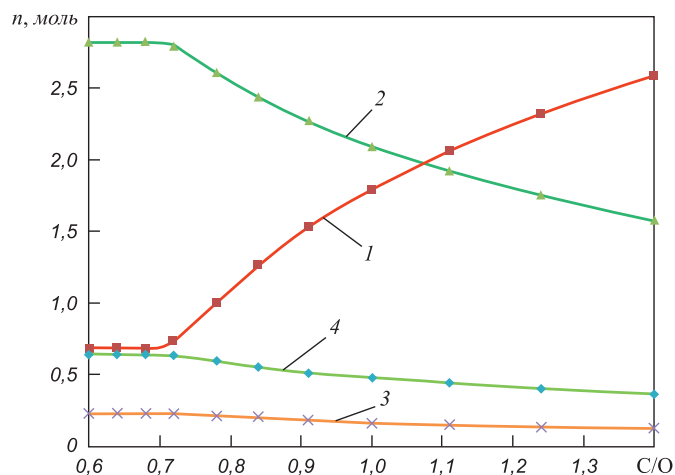


Рис.2. Образование хлорсодержащих соединений в процессе утилизации ДДТ в зависимости от окислительно-восстановительного потенциала в зоне с $T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, («к» — конденсированное состояние, «г» — газообразное состояние):

1 — KCl (к); 2 — KCl (г); 3 — NaCl (г); 4 — K₂Cl₂

детельствуют, что при температурах, превышающих $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, все хлорсодержащие вещества находятся в газовой фазе и представляют из себя в основном хлориды щелочных металлов и водорода. При температурах более $1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ хлор начинает образовывать соединения с железом, кальцием, алюминием и кремнием. Выше $2000\text{ }^{\circ}\text{C}$ появляется также летучий хлорид железа, который может связывать от 10 до 50 % хлора в системе.

Предварительные расчеты поведения ДДТ при загрузке его через колошник показали, что в любых окислительно-восстановительных условиях, существующих внутри доменной печи, процесс разложения ДДТ начинает активно проходить уже при температурах от $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, т.е. в верхней части шахты доменной печи. При этих температурах продукты разложения ДДТ содержат в себе простые соединения (C(графит), H, H₂, CO, CO₂, CH₄, HCl, NaCl, KCl, и др.), а также могут содержать не успевшие полностью разрушиться частично газифицирующиеся, фенильные радикалы (бензольные кольца), являю-

щиеся органическим скелетом ДДТ. Возникает опасность образования диоксинов и фуранов, т.к. согласно литературным данным [9] для их формирования основными факторами являются: температура $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ – $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, наличие органических осколков (фрагментов), наличие свободного хлора, восстановительная среда. Все эти факторы могут проявлять себя в случае верхней загрузки ДДТ в доменную печь. Поэтому верхняя загрузка пестицидов в доменную печь не является надежным способом утилизации. Исходя из этого, последующее термодинамическое моделирование поведения ДДТ осуществлялось в расчете на подачу пестицидов через фурмы.

Было проведено несколько сотен расчетов по рассмотренной выше методике. Анализ результатов позволил получить следующую картину поведения ДДТ в доменной печи.

При вдувании ДДТ в количестве $0,35\text{ кг/т}$ чугуна через фурмы он в фурменном очаге полностью разлагается до простых веществ, и хлор ДДТ уходит в газовую фазу в основном в виде HCl, KCl, FeCl. При этом не остается органических скелетов. Из этого можно сделать вывод, что диоксины и фураны при вдувании ДДТ через фурмы не образуются.

Состав газа на выходе из фурменной зоны, который образовался в результате утилизации ДДТ (этот газ будет дополнительным к газу обычной доменной плавки), приведен ниже:

Вещество	Количество, моль/т	Концентрация, % (объем.)
HCl	3,74	74,8
FeCl	0,59	11,8
CaOHCl	0,10	2,0
KCl	0,23	4,6
Cl	0,28	5,6
CaCl	0,05	1,0
AlCl	0,01	0,2
Итого:	5,00	100

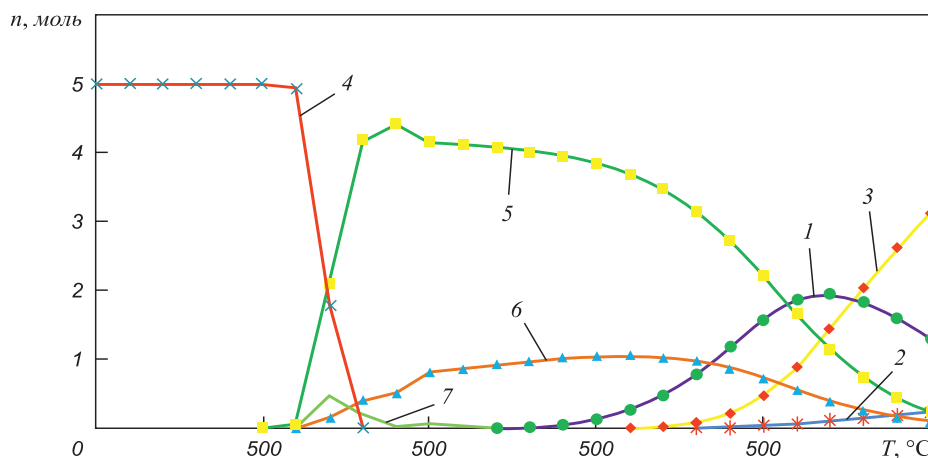


Рис. 3. Образование хлорсодержащих соединений в процессе утилизации ДДТ в зависимости от температуры при C/O = 1: 1 — HCl (г); 2 — Cl (г); 3 — FeCl (г); 4 — KCl (к); 5 — KCl (г); 6 — NaCl (г); 7 — K₂Cl₂ (г)

Далее газ, содержащий продукты утилизации ДДТ, поднимается вверх. Часть газа, проходя через слой шихты, может адсорбироваться его поверхностью. Адсорбированные хлорсодержащие молекулы вместе с шихтой опускаются вниз, там при повышении температуры они испаряются и опять поднимаются вверх, т.е. образуется циркуляционный контур хлора. Известна циркуляция щелочей, цинка и других элементов в доменной печи [8]. Термодинамические расчеты показали, что хлор ДДТ в основном соединяется со щелочами. На основании этого можно сделать предположение, что часть хлора будет циркулировать внутри доменной печи со щелочными металлами. По истечении некоторого времени с момента введения первой партии ДДТ циркуляционный контур хлора станет функционировать предположительно в стационарном режиме.

Согласно балансу хлора в доменной печи [10], в чугун и шлак может переходить 10 – 40 % хлора. Примем, что в чугун и шлак переходит 10 % хлора. Тогда в хлорсодержащем газе, который будет подниматься по шахте печи, хлора будет столько, сколько его пришло с ДДТ за вычетом того, что попало в чугун и шлак. В колошниковом газе в результате будут содержаться в основном HCl , KCl , NaCl . С помощью молекулярной кинетики с учетом средних значений концентраций щелочных металлов в стандартном доменном процессе была сделана оценка состава доменного газа после установления контура циркуляции хлора, появившегося при утилизации ДДТ и щелочей. Результаты этой оценки представлены на рис. 4 в виде круговых диаграмм.

Выводы. Термодинамический анализ показал, что утилизация хлорсодержащих пестицидов (в частности ДДТ) без образования диоксинов и других экотокси-

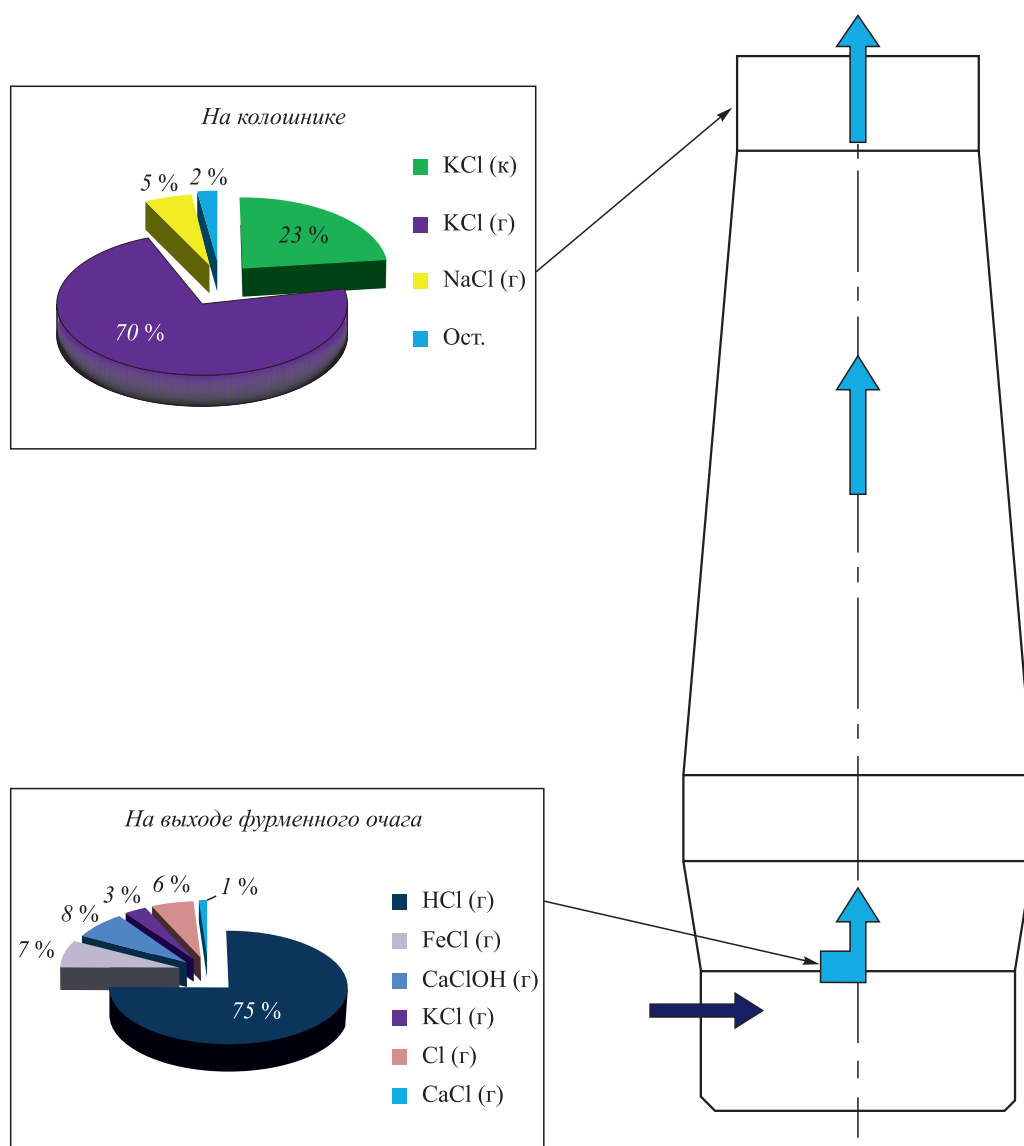


Рис. 4. Состав газовой фазы, образовавшейся при утилизации ДДТ на выходе из фурменного очага и на колошнике, % (100 %, т.е. полная площадь каждой диаграммы соответствует полному объему газа, образовавшемуся при утилизации ДДТ и поступающего в данную зону доменной печи)

кантов в доменной печи принципиально возможна. Хлор уходит из доменной печи в виде стойких солей щелочных металлов, которые поступают на газоочистку и далее в шлам. При этом не образуются другие летучие соединения хлора, представляющие опасность для персонала; не нарушается производственный цикл доменной печи, т.е. он может проводиться параллельно с выплавкой металла.

Данный способ теоретического моделирования также можно использовать для анализа процессов утилизации пестицидов вообще и других органических отходов в различных металлургических агрегатах, которые могут быть для этого использованы.

Следует отметить, что для разработки конкретных технологических режимов процессов утилизации, связанных к определенным доменным печам, требуется проведение предварительных лабораторных (опытно-промышленных) испытаний.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Волгина Т.Н., Новиков В.Т., Регужева Д.В. // Ползуновский вестник. 2010. № 3. С. 166 – 170.
2. Сперанская О.А. Пестициды: угроза реальна – М.: Эко-Согласие, 2004. – 71 с.
3. Буков Н.Н., Ларионов К.В., Репная Л.Ф. и др. // Экология и промышленность России. 2007. № 3. С. 7 – 9.
4. Вайсман Я.И., Халтурин В.Г., Сорокин А.И., Карманов В.В. // Экология и промышленность России. 2002. № 12. С. 34 – 35.
5. Юсфин Ю.С., Леонтьев Л.И., Генералов В.А., Карабасов Ю.С. // Экология и промышленность России. 1996. № 8. С. 42 – 44.
6. Зайцев А.К., Леонтьев Л.И., Юсфин Ю.С. Анализ формирования экотоксикантов в термических процессах. – Екатеринбург: Институт металлургии УрО РАН, 1997. – 84 с.
7. Химическая энциклопедия: в 5 т. Т. 1. / Под ред. И.Л. Кнунянц – М.: Изд-во «Советская энциклопедия», 1988. – 623 с.
8. Металлургия чугуна. 3-е изд. / Под ред. Юсфина Ю.С. – М.: ИКЦ «Академкниг», 2004. – 774 с.
9. Федоров Л.А. Диоксины как экологическая опасность: ретроспектива и перспективы. – М.: Наука, 1993. – 266 с.
10. Юсфин Ю.С., Черноусов П.И., Гартен В. и др. // Металлург. 1999. № 2. С. 20 – 22.

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

Г.С. Подгородецкий¹, В.Б. Горбунов¹, В.В. Коровушкин¹, А.В. Панов²

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

² ООО «Объединенная Компания РУСАЛ Инженерно-технологический центр», обособленное подразделение по г. Санкт-Петербург

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КРАСНОГО ШЛАМА ТЕКУЩЕГО ПРОИЗВОДСТВА УРАЛЬСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО ЗАВОДА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ГАЗОВОЙ СРЕДЕ

В поисках эффективного способа утилизации красных шламов особое внимание уделяется выделению железосодержащих фаз из шлама методами магнитной сепарации для дальнейшей переработки магнитного продукта в традиционных металлургических агрегатах [1 – 6]. Для этого красный шлам предварительно обжигают или в токе восстановительных газов [2, 3], или в смеси с углеродосодержащими твердыми материалами [5, 6]. Однако и степень извлечения, и качество получаемого продукта после восстановительного обжига и магнитной сепарации остаются пока не удовлетворительными.

В данной работе на основании изучения структуры красного шлама (КШ) текущего производства Уральского алюминиевого завода (УАЗ), подвергнутого восстановительному обжигу, и на основании результатов комплекса исследований сделана попытка определить целесообразность магнитной сепарации продуктов обжига. С этой целью брикетированные образцы КШ УАЗ подвергали обжигу в слабовосстановительной (газовая смесь CO_2 – 95 %, H_2 – 5 %, режим 1) и восстановительной (H_2 – 100 %, режим 2) средах при температуре 810 °С. Методы исследования структуры и химический состав основных компонентов красного шлама приведены в работе [7].

Типичный мессбауэровский спектр и результаты его расшифровки для образцов красного шлама, обожженных в слабовосстановительной среде (режим 1), представлены на рис. 1 и в таблице 1. Увеличенное рас-

творное изображение наиболее характерных для данного вида материала участков брикета красного шлама в обратных электронах и элементный состав зерен в точках замера, определенный на основе рентгеновского характеристического излучения, показаны на рис. 2. Содержание элементов в фазах, определенных в указанных точках, представлено в табл. 2. На рис. 3 показано распределение в рентгеновском характеристическом

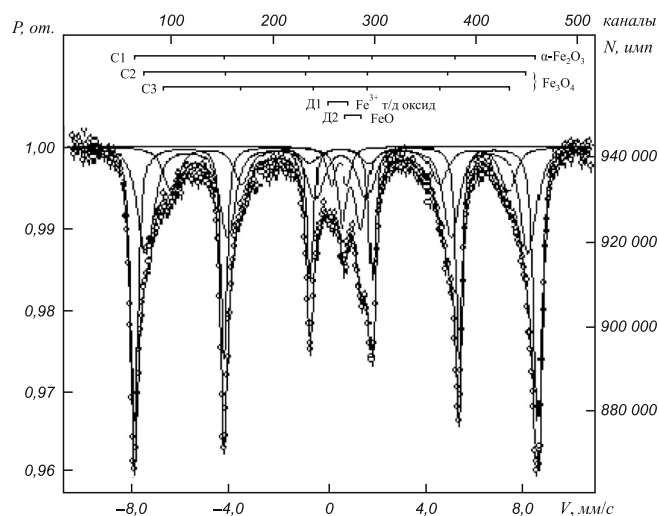
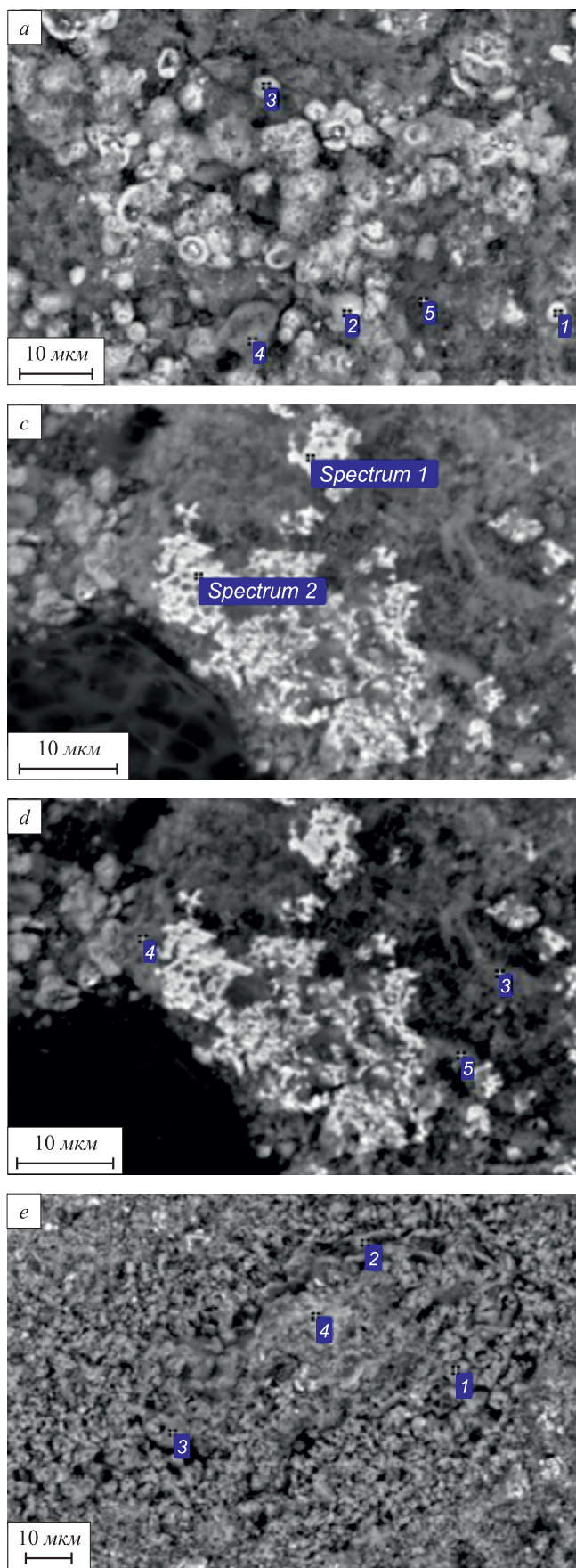


Рис 1. Типичные Мессбауэровские спектры красных шламов УАЗ после обжига в слабовосстановительной среде (режим 1)

Таблица 1

Мессбауэровские параметры красных шламов и их интерпретация

Образец, условия воздействия	Компонента спектра	Изомерный сдвиг δ , мм/с	Квадрупольное расщепление Δ , мм/с	Магнитные поля на ядрах Fe^{57} Н, кЭ	Площади компонент S , %	Интерпретация
Обжиг в среде CO_2 ; H_2 = 95:5 (Режим 1)	C1(Fe^{3+})	0,37	-0,21	510	39	Гематит
	C2(Fe^{3+})	0,35	-0,09	484	31	Маггемит-магнетит
	C3(Fe^{3+})	0,43	-0,05	426	19	
	D1(Fe^{2+})	0,37	0,76	0	3	Тонкодисперсный оксид Fe
	D2(Fe^{3+})	0,91	0,82	0	8	Вюстит



Результаты микрорентгеноспектрального анализа образца красного шлама после восстановительной обработки по режиму 1

Номер рисунка, спектра	Элементный состав в точках замера, % (по массе)																		
	Na	Mg	Al	Si	P	S	Cl	K	Ca	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Ni	Cu	O	S
Рис. 2, а, сп. 1	5,72	1,00	3,22	1,76	–	0,32	–	–	0,61	0,66	0,03	–	0,18	58,80	–	0,21	–	34,07	106,57
Рис. 2, а, сп. 2	4,34	0,35	1,36	0,63	–	0,30	–	–	2,20	2,09	0,03	–	0,17	63,71	–	0,14	–	33,87	109,20
Рис. 2, а, сп. 3	9,05	1,34	6,77	4,61	–	0,56	–	–	1,36	0,98	0,13	–	0,38	45,90	–	0,69	–	37,42	109,19
Рис. 2, а, сп. 5	10,58	5,24	16,79	10,94	–	0,91	–	–	0,54	0,86	0	–	1,16	6,21	–	0	–	39,69	92,91
Рис. 2, с, сп. 1	–	–	–	0,40	–	–	–	–	0,36	0,22	0,05	–	0	99,09	–	–	0,05	–	100,23
Рис. 2, с, сп. 2	–	–	–	1,34	–	–	–	–	1,93	0,61	0	–	0,09	91,91	–	–	0	–	95,88
Рис. 2, d, сп. 1	18,47	1,96	19,60	14,60	0,02	0,85	0,01	0,17	0,44	0,30	0,02	0	0,32	7,20	0	0,08	–	46,71	110,75
Рис. 2, d, сп. 2	6,89	0,51	9,53	6,79	0	3,23	0,17	0,08	14,26	1,20	0	0,03	0,20	17,90	0	0,12	–	38,10	99,03
Рис. 2, d, сп. 3	15,07	1,41	16,74	20,08	0,09	0,46	0	1,16	3,91	0,22	0,05	0,07	0,34	4,20	0,20	0	–	48,73	112,72
Рис. 2, е, сп. 1	0,65	0,40	1,35	0,24	–	2,30	–	–	47,15	0,09	–	–	0,00	0,93	–	–	–	36,11	89,22
Рис. 2, е, сп. 2	1,16	0,61	3,87	0,51	–	3,51	–	–	26,75	0,28	–	–	0,49	1,58	–	–	–	35,51	74,27
Рис. 2, е, сп. 4	0,45	0,43	0,19	0,11	–	41,46	–	–	53,60	0,11	–	–	0,85	1,23	–	–	–	2,20	100,62
Примечание. (–) – не обнаружен																			

Примечание. (—) — не обнаружен

Рис. 2. Изображение участков (a, c, d, e) образца красного шлама в обратных электронах с точками замера состава после обжига по режиму 1

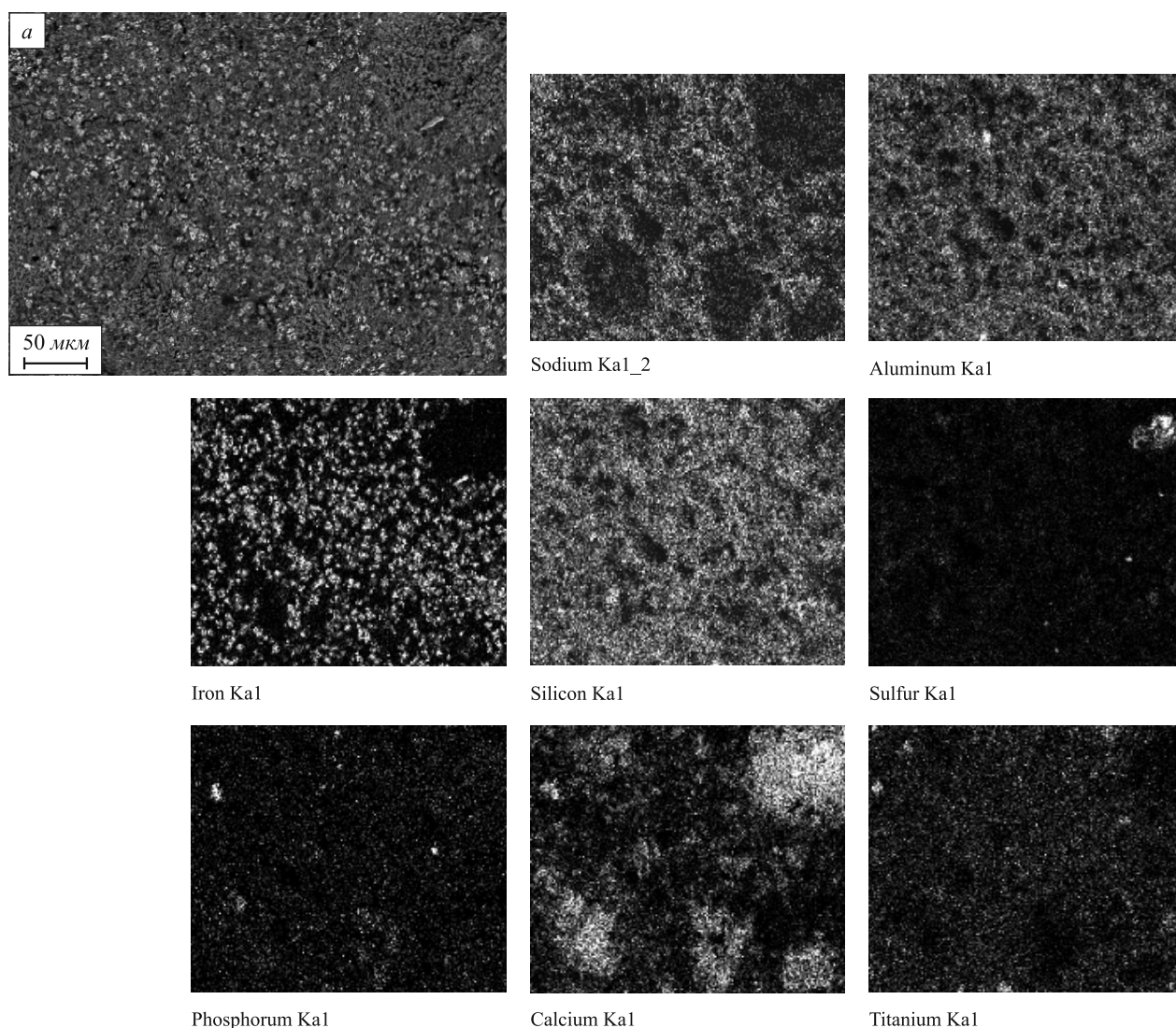


Рис. 3. Растровое изображение зерен участка брикета красного шлама после обжига по режиму 1:

a – в обратных электронах; остальные – в рентгеновском характеристическом излучении элементов соответственно названиям

излучении наиболее часто встречаемых элементов по площади участка, изображенного в обратных электронах. Из совокупного анализа мессбауэровской спектроскопии, электронного изображения и элементного состава следует, что после термообработки в слабо-восстановительной газовой среде оксиды железа в форме гематита, магнетита и вюстита представлены, как и в исходном шламе [4], зернами размером от 10 – 15 до 1 мкм. Имеются в небольшом количестве частицы восстановленного железа (рис. 2, *с*, сп. 1, сп. 2 в табл. 2), но их количество мало и не регистрируется методом мессбауэровской спектроскопии.

Как и в случае исходного красного шлама, оксиды железа окружены алюмосиликатными железосодержащими фазами (рис. 2, *а*, сп. 5, рис. 2, *д*, сп. 1, сп. 3 в табл. 4), однако содержание железа в этих фазах значительно меньше, чем в этих же фазах исходного шлама. Кроме того, наблюдается образование сульфидов и сульфатов кальция (рис. 2, *е*, сп. 2, сп. 4 в табл. 2). Тем не менее, распределение серы в основном остается равномерным

по всему объему образца, что видно по изображению в характеристических рентгеновских лучах (рис. 3). Это так же характерно и для других элементов (см. рис. 3).

Увеличение восстановительного потенциала газовой фазы приводит, естественно, к большему содержанию металлического железа в продукте обжига, однако присутствие оксидов железа, в том числе и гематита, остается значительным, что следует из анализа мессбауэровских спектров образца (рис. 4, табл. 3). Увеличенное растровое изображение в обратных электронах и элементный состав зерен в точках замера, определенный на основе рентгеновского характеристического излучения (рис. 4, 5) для характерных участков брикета красного шлама, восстановленного в токе водорода, показывает, что размеры зерен железосодержащих фаз не увеличиваются. Помимо оксидов железа, в образцах КШ после восстановительной обработки в токе водорода при температуре 810 °С продолжают существовать железосодержащие алюмосиликаты (рис. 4, *а*, сп. 3, сп. 4, рис. 4, *б*, сп. 4, сп. 5 в табл. 4), подобные

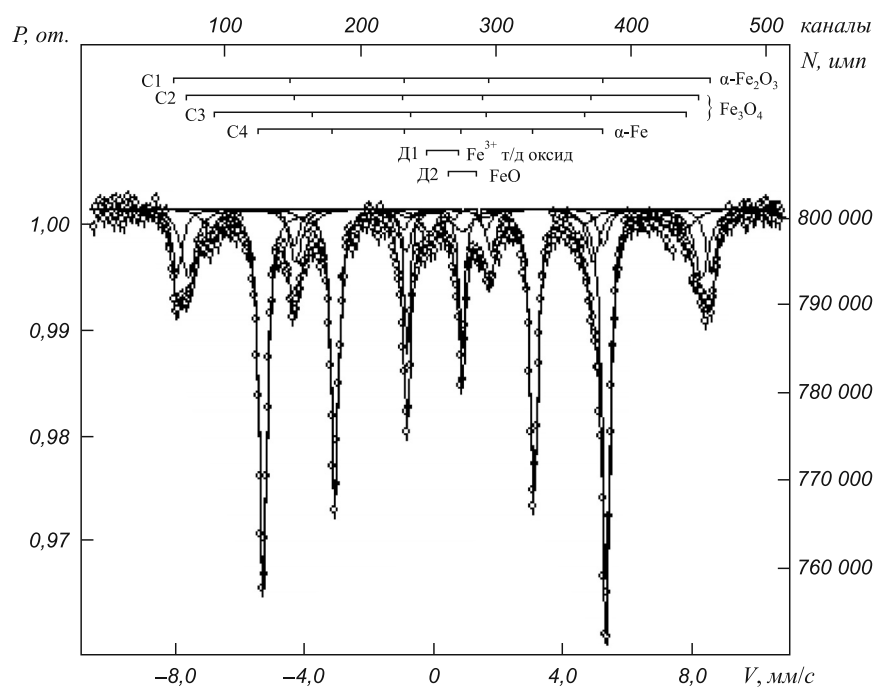


Рис. 4. Мессбауэровские спектры образцов красных шламов после восстановления водородом (режим 2)

Таблица 3

Мессбауэровские параметры красных шламов и их интерпретация

Образец, условия воздействия	Компонента спектра	Изомерный сдвиг δ , мм/с	Квадрупольное расщепление Δ , мм/с	Магнитные поля на ядрах Fe^{57} Н, кЭ	Площади компонент S, %	Интерпретация
Обжиг в среде $\text{H}_2 - 100\%$ (Режим 2)	C1(Fe^{3+})	0,37	-0,15	512	14	Гематит
	C2(Fe^{3+})	0,31	-0,01	492	17	Магнетит
	C3($\text{Fe}^{3+} + \text{Fe}^{2+}$)	0,43	0,04	455	8	
	C4(Fe)	0	-0,06	329	56	α -Fe
	Д1(Fe^{3+})	0,34	1,03	0	4	Тонкоисперсный оксид Fe
	Д2(Fe^{2+})	0,97	0,80	0	1	Вюстит

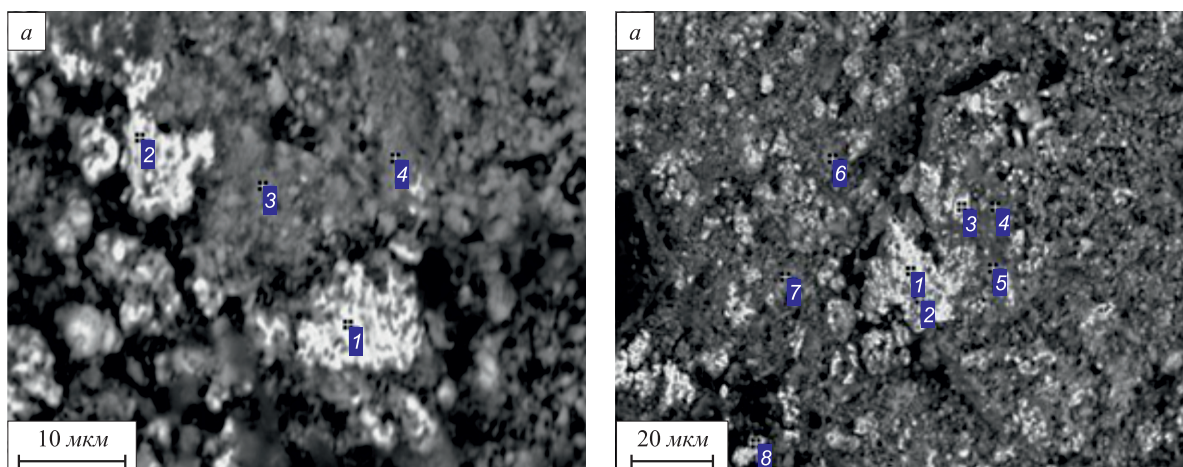


Рис. 4. Изображение в обратных электронах участков (a, b) образца красного шлама после восстановления в водороде (режим 2)

Результаты микрорентгеноспектрального анализа красной шламы после восстановления в водородной

Номер рисунка, спектра		Элементный состав в точках замера, % (по массе)																		
		Na	Mg	Al	Si	P	S	K	Ca	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Ni	Th	U	O	Σ
Рис. 4, а, сп. 1		0,28	0,03	0,75	0,58	0	0,14	0,04	3,32	1,00	—	—	0,09	87,02	0	0,13	0,11	—	0,55	94,05
Рис. 4, а, сп. 2		1,06	0,08	0,90	0,71	0,07	0,20	0,08	1,04	0,80	—	—	0,11	89,68	0,08	0,10	0,11	—	2,14	97,18
Рис. 4, а, сп. 3		2,31	0,58	8,23	5,70	0,04	1,48	0,07	14,16	5,50	—	—	0,60	19,12	0	0	0,27	—	29,45	87,51
Рис. 4, а, сп. 4		1,61	0,21	8,10	4,12	1,75	1,88	0	17,51	1,93	—	—	0,52	24,56	0	0,10	0	—	30,65	92,94
Рис. 4, б, сп. 1		0,86	0,10	1,64	0,35	0	0,17	0,06	0,24	0,30	0,03	0,11	0,24	96,01	—	—	0,11	0	0	100,28
Рис. 2, б, сп. 2		1,92	0,15	3,12	0,44	0	0,33	0,07	0,46	0,30	0,01	0,01	0,19	93,65	—	—	0	0	0,52	101,27
Рис. 4, б, сп. 3		0,93	0,18	2,94	0,39	0	0,15	0,05	0,61	0,26	0,05	0	0,28	96,30	—	—	0	0	1,79	103,93
Рис. 4, б, сп. 4		5,01	0,53	26,57	2,32	0,16	1,56	0,07	1,80	1,25	0,09	0	3,26	15,30	—	—	0	0	24,86	82,86
Рис. 4, б, сп. 5		3,00	0,44	23,85	2,37	0,08	1,99	0,02	6,75	1,10	0	0,04	2,26	16,22	—	—	0	0	27,04	85,58
Рис. 4, б, сп. 6		11,98	0,46	15,66	16,44	0,13	0,39	1,14	2,76	1,02	0,08	0	0,42	3,86	—	—	0,28	0,35	32,23	87,21
Рис. 4, б, сп. 7		3,47	0,62	7,15	5,30	0,25	0,37	0,34	12,54	9,15	0,16	0	0,94	5,07	—	—	0	0	18,27	63,67
Рис. 4, б, сп. 8		3,17	0,11	2,25	1,55	0	0,50	0,08	1,46	0,73	0,05	0	0,32	81,78	—	—	0	0,26	0	92,33
Рис. 4, с, сп. 1		2,28	0,27	43,09	0	0,14	0,95	0,19	1,11	0,02	0,02	—	0,38	5,05	—	—	0,33	—	43,73	97,54
Рис. 4, с, сп. 3		2,28	0,27	43,96	0,08	0,19	0,60	0,30	1,10	0,02	0,05	—	0,83	5,26	—	—	0,14	—	44,36	99,43
Рис. 4, с, сп. 4		2,20	0,25	42,55	0,10	0,08	0,89	0,22	1,01	0,04	0	—	0,36	5,17	—	—	0,27	—	43,16	96,30
Рис. 4, с, сп. 5		1,91	0,25	42,74	0	0,16	0,94	0,17	1,17	0,05	0	—	0,45	4,35	—	—	0,19	—	43,02	95,41
Примечание. (—) — не обнаружен																				

алюмосиликатам в исходном шламе [7]. При этом как в исходном шламе, в шламе после обжига в восстановительной атмосфере так и в данном случае мелкодисперсные кристаллы относительно чистых оксидов железа и кристаллы α -железа окружены железистыми алюмосиликатами. По спектрам характеристического рентгеновского излучения элементов как в точках (см. табл. 4), так и по объему (рис. 5) видно, что щелочные элементы Na, K, а также S и P начинают концентрироваться в алюмосиликатах, однако их содержание в оксидах железа и в α -железе остается значительным.

Восстановительной обработкой при относительно низких температурах (350 – 500 °С) [2, 3] и при температурах вплоть до 1075 °С [5, 6] магнитной сепарацией не удастся разделить магнитную (железосодержащую) и немагнитную составляющую обожженного красного шлама. В данной работе авторы получили аналогичный результат. Объясняется это тем, что основное количест-

во частиц магнитных фаз до температуры 1075 °С остаются мелкодисперсными и сросшимися с немагнитными алюмосиликатами. Эффект роста кристаллов магнитной фазы при температурах 1075 °С перекрывается началом плавления алюмосиликатных фаз и их дальнейшего сращивания с кристаллами магнитной фазы [6]. На опытно-промышленных установках показано [8, 9], что по технологическим условиям максимальная температура восстановительного обжига красного шлама не должна превышать 1000 – 1050 °С, т.е. в промышленных условиях простым восстановительным обжигом невозможно добиться роста кристаллов магнитной фазы и, соответственно, эффективного магнитного разделения продукта обжига.

Таким образом, проведенные исследования структуры красного шлама УАЗ после термической обработки в восстановительных средах и анализ аналогичных исследований показали, что добиться эффективной

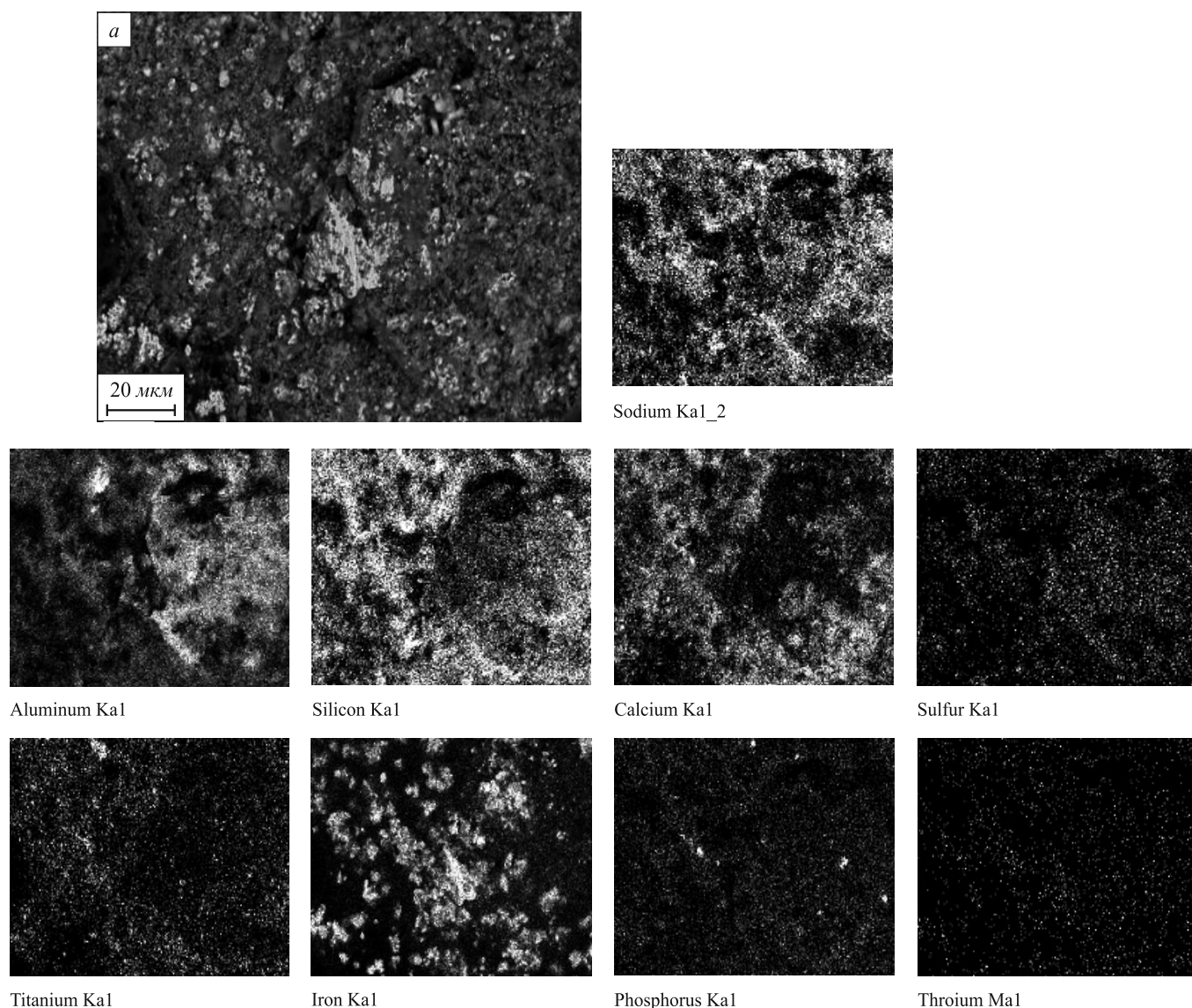


Рис. 5. Растровое изображение зерен участка брикета красного шлама после восстановления в водороде (режим 2): а – в обратных электронах; остальные – в рентгеновском характеристическом излучении элементов в соответствии с их названиями

магнитной сепарации можно будет только при условии разработки способа физико-химического воздействия на рост кристаллов магнитных фаз, образующихся при восстановительном обжиге в интервале температур 800 – 1000 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Mishra B., Slavik M., Kirkpatrick D. Recovery and utilization of iron from red mud. EPD Congress 2000, Proceedings of sessions and Symposia held during the TMS Annual Meeting, Nashville, TN, United States, Mar. 12-16, 2000. P. 149 – 156.
2. Xiang Q., Liang X., Schlesinger M.E. and Watson J.L. // The Minerals, Metals and Material Society. 2001. P. 157 – 162.
3. Zhang X., Schlesinger M.E. and Watson J.L. The Recovery of Iron and other Metal Values. The Recycling and Waste treatment in Mineral and Metal Processing: Technical and Economic Aspects, 16-20 June 2002. Lulea, Sweden.

4. Mishra B., Staley A., Kirkpatrick D. // Minerals and Metallurgical Processing. 2002. No. 19 (2). P. 87 – 94.
5. Egyhazy T., Kovacs J., Fulop T., Solymor K. // TRAVAUX de l'ICSOBA, 2004. Vol. 31. No. 35. P. 77 – 86.
6. Egyhazy T., Kovacs J., Fulop T., Solymor K. // TRAVAUX de l'ICSOBA. 2005. Vol. 32. No. 36. P. 1 – 12.
7. Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б., Коровушкин В.В., Панов А.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 3. С. 24 – 29.
8. Современное состояние и перспективы комплексной переработки красных шламов глиноземного производства зарубежом. – М.: ЦНИИ информации и технико-экономических исследований цветной металлургии, 1975. – 40 с.
9. Леонтьев Л.И., Ватолин Н.А., Шаврин С.В., Шумаков Н.С. Пирометаллургическая переработка комплексных руд. – М.: Металлургия, 1997. – 432 с.

© 2012 г. Г.С. Подгородецкий, В.Б. Горбунов, В.В. Коровушкин, А.В. Панов
Поступила 24 февраля 2012 г.

УДК 669.187.66.045

Э.Э. Меркер, Е.А. Черменёв, А.В. Сазонов

Старооскольский технологический институт

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОПЛАВКИ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ ПРИ ИХ НЕПРЕРЫВНОЙ ПОДАЧЕ В ВАННУ ДУГОВОЙ ПЕЧИ

В современных условиях развития электросталеплавильного производства перспективным [1, 2] является процесс электроплавки стали с применением непрерывной загрузки окатышей в ванну дуговой печи в пространство вблизи воздействия электрических дуг на поверхность металла [3].

Для оценки эффективности режима электроплавки стали с применением метода подачи железорудных металлизированных окатышей (ЖМО) в ванну дуговой печи через полые электроды [1] разработали экспериментальную печную установку [2], которую использовали для имитирования режима плавления ЖМО в железоуглеродистом расплаве агрегата [3].

Время свободного падения окатыша в разреженном потоке ЖМО, подаваемого через полый электрод (рис. 1) в расплав тигля определяли [3] из условия:

$$\frac{a_2 \tau_{\text{пад}}^2}{2} + V_x \tau_{\text{пад}} - h = 0, \quad (1)$$

где a_2 – ускорение движения окатыша, м/с²; V_x – скорость падения окатыша на выходе из отверстия электрода, м/с; $\tau_{\text{пад}}$ – время падения окатыша, с; h – высота падения окатыша, равная длине электрической дуги, м.

Из выражения (1) следует, что $\tau_{\text{пад}} = (\sqrt{V_x^2 + 2ha_2} - V_x) / a_2$. Из физических условий падения окатыша в полости электрода (рис. 1, а) имеем:

$$H = \frac{g \tau_{\text{пад}}^2}{2}; V_x = g \tau_{\text{пад}}; H = \frac{V_x^2}{2g}, \text{ т.е. } V_x = \sqrt{2gH}, \quad (2)$$

где H – высота электрода, м; g – ускорению свободного падения, м/с².

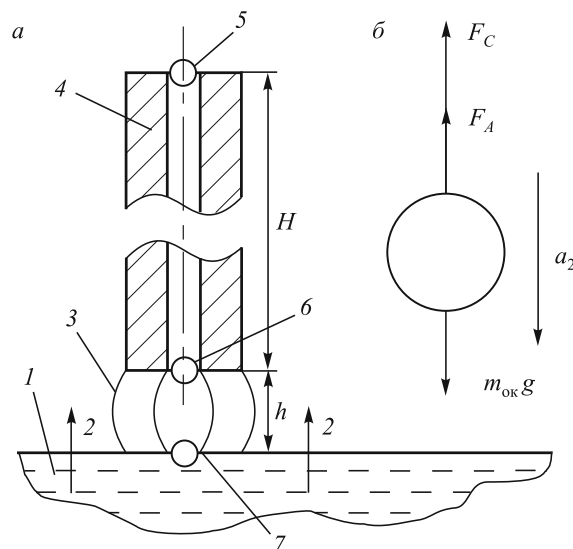


Рис. 1. Схема движения окатыша по осевому отверстию электрода (а) и распределение сил при его падении в расплав (б):

1 – расплав; 2 – отходящие газы; 3 – электрическая дуга; 4 – полый графитированный электрод; 5 – окатыш на входе в отверстие электрода; 6 – окатыш на входе в объем дуги; 7 – окатыш в ванне расплава; H – высота электрода; h – путь движения окатыша в дуге

Из рассмотрения сил, влияющих на окатыш (рис. 1, б) на пути падения H , имеем:

$$-m_{\text{ок}} a_2 = F_C + F_A - m_{\text{ок}} g. \quad (3)$$

Откуда находим значение ускорения падения окатыша:

$$a_2 = \frac{-F_C - F_A + m_{\text{ок}} g}{m_{\text{ок}}}, \quad (4)$$

где $m_{\text{ок}} = \frac{4}{3} \pi \rho_{\text{ок}} r_{\text{ок}}^3$ – масса окатыша, кг; $\rho_{\text{ок}}$ – плотность окатыша, кг/м³; $r_{\text{ок}}$ – радиус окатыша, м.

При этом сила сопротивления газовой среды равна

$$F_C = 6\pi \eta_{\text{ср}} r_{\text{ок}} V_x, \quad (5)$$

где $\eta_{\text{ср}}$ – вязкость среды (отходящих из расплава газов), в которой по отверстию электрода движется окатыш, Па·с.

Расчет силы Архимеда выполняется по формуле

$$F_A = \frac{4}{3} \pi r_{\text{ок}}^3 \rho_{\text{ср}} g, \quad (6)$$

где $\rho_{\text{ср}}$ – плотность газовой среды, в которой движется окатыш, кг/м³.

Из выражения (4) с учетом (5) и (6) имеем:

$$a_2 = \frac{-4,5 \eta_{\text{ср}} V_x - r_{\text{ок}}^2 \rho_{\text{ср}} g + r_{\text{ок}}^2 \rho_{\text{ок}} g}{r_{\text{ок}}^2 \rho_{\text{ок}}}. \quad (7)$$

С учетом вышеизложенного по данным уравнений (7) и (2) определяем время падения окатыша ($\tau_{\text{пад}}$) из уравнения (1).

При движении окатышей в объеме электрической дуги они нагреваются за счет излучения [3] и тепловой поток [4], действующий на окатыши, находим по формуле

$$q_{\text{изл}} = \varepsilon_{\text{пр}} C_0 [(T_{\text{дуги}}/100)^4 - (T_{\text{ок}}/100)^4] F_{\text{об.ок}}, \quad (8)$$

где $\varepsilon_{\text{пр}}$ – приведенная степень черноты, равная для поверхности окатыша 0,9; C_0 – излучательная способность абсолютно черного тела, равна 5,67 Вт/м²·К⁴; $T_{\text{дуги}}$ – температура дуги, принятая при расчетах 5000 К, $F_{\text{об.ок.}} = F_{\text{ок}} n_{\text{ок}}$ – тепловоспринимающая поверхность окатышей в дуге (где $n_{\text{ок}} = v_{\text{ок}} \tau_{\text{пад}} / m_{\text{ок}}$ – количество окатышей в объеме дуги).

Тепловоспринимающую поверхность окатышей в дуге с учетом полученного по формуле (1) времени $\tau_{\text{пад}}$:

$$F_{\text{об.ок.}} = \frac{3v_{\text{ок}} \tau_{\text{пад}}}{\rho_{\text{ок}} r_{\text{ок}}}. \quad (9)$$

При этом тепловой поток, необходимый для нагрева подаваемых в ванну ДСП окатышей до температуры плавления, собственно их плавления и нагрева получившегося расплава до текущей температуры металла в печи, равен [5]

$$q_{\text{ок}} = [c_{\text{ок}} (T_{\text{пл}} - T_{\text{ок}}) + r_{\text{пл}} + c_p (T_m - T_{\text{пл}})] v_{\text{ок}}, \quad (10)$$

где $c_{\text{ок}}$, c_p – удельная теплоемкость окатыша и получившегося расплава, Дж/кг·К; $T_{\text{ок}}$, $T_{\text{пл}}$, T_m – температуры начальная и плавления окатыша и металла в ванне, К; $r_{\text{пл}}$ – удельная теплота плавления окатыша, Дж/кг.

Время плавления одиночного окатыша ($\tau_{\text{плав}}$) и группы окатышей при их попадании в расплав тигля в ходе выполнения эксперимента оценивали секундомером по изменению яркости и времени газовой выделения при их плавлении [3].

В результате выполненных исследований получены данные (см. таблицу) по зависимости длительности плавления ЖМО (τ_{Σ} , с) от показателей мощности дуги и удельной скорости загрузки окатышей при их подаче по схеме, показанной на рис. 1, в расплав. Из приведенных данных следует, что время плавления окатыша с учетом его нагрева в дуге при использовании полых электродов (см. таблицу) увеличивается по мере удаления от оси дуги (рис. 1).

Установлено [2, 3], что в зоне падения окатышей на расплав $\tau_{\Sigma} \gg \tau_{\text{пад}}$. Это свидетельствует о неполном про-

Сравнительные данные результатов исследования длительности плавления ЖМО на ЭПУ

Тип используемого электрода на ЭПУ	Мощность электрической дуги P_d , кВт	Удельная скорость загрузки ЖМО $V_{\text{ок}}^{\text{уд}}$, г/с·кВт	Суммарное время плавления* загружаемых ЖМО (τ_{Σ}) в ванне ЭПУ, с	
			при подаче через полый электрод	на расстоянии 3 см от дуги
Полый	12,0	0,3	47	54
Обычный	12,0	0,3	–	56
Полый	14,0	0,4	58	66
Обычный	14,0	0,4	–	68
Полый	16,0	0,5	70	79
Обычный	16,0	0,5	–	80

* Среднее время плавления ЖМО по результатам трех опытных плавок.

греве их за время нахождения в электрической дуге и заметном сокращении времени последующего плавления окатышей в расплаве.

Исходя из приведенных выражений (8) и (10), с использованием средств программирования MS Excel, установили зависимости, характеризующие влияние длины дуги (L_d) и радиуса окатышей ($r_{ок}$) на тепловой поток, воздействующий на поверхность всех окатышей в объеме дуги (8), отнесенный к тепловому потоку, необходимому для их полного нагрева в потоке и расплавления потока ЖМО (10).

Анализ зависимостей [2, 3] свидетельствует о том, что с увеличением длины дуги (L_d) доля излучательной энергии на поток окатышей возрастает, а это обстоятельство способствует ускоренному росту теплосодержания всего потока окатышей, проходящих путь от попадания в дугу до шлако-металлического расплава в ванне ДСП, что подтверждается корреляционной зависимостью между этими параметрами в соответствии с уравнением

$$q = 18,21L_d - 3589,5r_{ок} + 38,72, R^2 = 0,948. \quad (11)$$

Количество тепла, генерируемого в электрической дуге [6]:

$$P_d = 3U_d I_d, \quad (12)$$

где $U_d = \sqrt{U_{2ф}^2 - (I_d X_s)^2} - I_d R$ – напряжение дуги, В ($U_{2ф} = U_{2л} / \sqrt{3}$ – вторичное фазное напряжение трансформатора, В); I_d – ток дуги, А; $R = 0,4$ мОм – активное сопротивление электрической цепи; $X_s = X_{кз} k_x$ – эксплуатационное индуктивное сопротивление электрической цепи, мОм (для печи ДСП-150 $X_{кз} = 3,4 \cdot 10^{-3}$, в период плавления окатышей $k_x = 1,07 \div 1,15$).

При использовании системы подачи ЖМО через полые электроды в ДСП (см. рис. 1) представляется возможным одновременно с окатышами подавать через отверстие электрода в расплав [1, 7] шлако-пенообразующие материалы (известь, коксик, известняк и др.) в зону плавления окатышей и обеспечивать тем самым условия полного погружения дуг в образующийся вспененный шлак. В этом случае практически вся лучистая энергия от дуг [1, 2] идет на нагрев и плавление окатышей, а также для окончательного нагрева окатышей на поверхности металла и шлака в кипящей ванне, т.е. в этом случае $P_d = \Delta q_b + q_{ок}$, где Δq_b – теплоусвоение ванны в дуговой сталеплавильной печи (ДСП).

Установлено, что энергосберегающие условия электроплавки ЖМО в дуговой печи [6] определяются взаимосвязью уровня теплопитания ванны и фактическим расходом окатышей ($v_{ок}$) в соответствии с выражением

$$\Delta q_b = G_t \bar{c} \left(\frac{dT}{d\tau} \right) = (G_n + v_{ок} \tau) \bar{c} v_t, \quad (13)$$

где $G_t = G_n + v_{ок} \tau$ – текущая масса металла в печи, кг;

$v_{ок}$ – текущий расход ЖМО, кг/с; G_n – начальная масса металла в печи от расплавления скрапа, кг; τ – время загрузки ЖМО, с; $\bar{c}$ – средняя теплоемкость металла в ванне печи, Дж/кг·К.

Из анализа вышеизложенного, на основе совместного рассмотрения выражений (12) и (13) представляется целесообразным расход ЖМО на электроплавку стали оценивать по текущим теплоэнергетическим и технологическим параметрам работы агрегата:

$$v_{ок} = \frac{P_d - G_n \bar{c} v_t}{\tau \bar{c} v_t + c_{ок} (T_{пл} - T_{ок}) + r_{пл} + c_p (T_m - T_{пл})}. \quad (14)$$

Для анализа режима загрузки ЖМО на основе выражения (14) разработан алгоритм расчета с реализацией его в программе MS Excel и построены зависимости (рис. 2).

Анализ приведенных данных показывает, что с увеличением мощности дуг (рис. 2, а) время загрузки ЖМО снижается, а при меньшей начальной массе металла (рис. 2, б) в ванне ДСП время подачи ЖМО через полые электроды (см. рис. 1) возрастает при постоянной мощности электрических дуг. Таким образом, в результате проведенных исследований показано, что при подаче ЖМО в ванну ДСП через полые электроды (см. таблицу) суммарное время плавления заметно снижается [3], а соответствующему уровню теплопитания ванны ДСП требуется установление оптимальной загрузки окатышей в рабочее пространство [7].

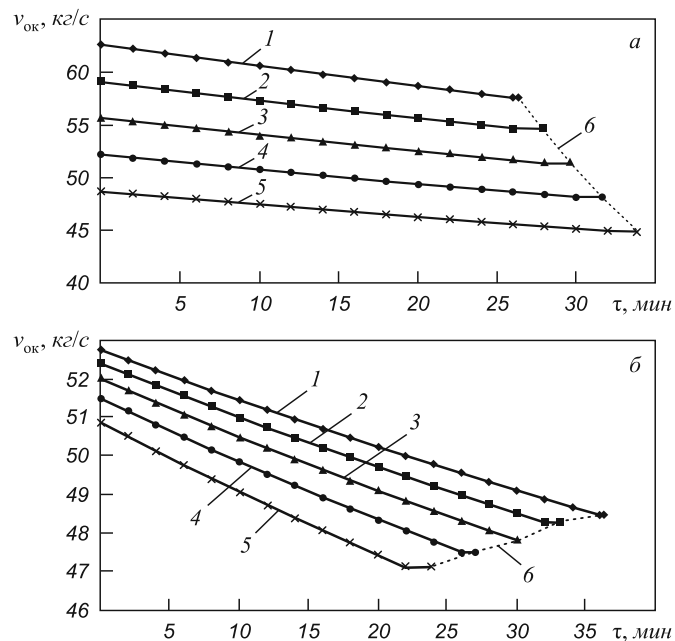


Рис. 2. Зависимость расхода ЖМО в ванну 150-т. ДСП по ходу процесса при различных значениях мощности

электрических дуг P_d , МВт (а):
1 – 90; 2 – 85; 3 – 80; 4 – 75; 5 – 70

и начальная масса металла в печи от расплавления скрапа G_n , т (б):

1 – 50; 2 – 60; 3 – 70; 4 – 80; 5 – 90.

6 – время окончания загрузки

Выводы. Теоретическим и экспериментальным путем выполнен анализ энергетической и технологической эффективности использования режима загрузки металлизированных окатышей через полые электроды в ванну дуговой сталеплавильной печи и предложено уравнение для определения скорости загрузки окатышей в дуговую печь в зависимости от значений текущих параметров теплоэнергетического состояния сталеплавильной ванны. Установлено, что подача ЖМО в зону высокотемпературных электрических дуг приводит к ускорению нагрева и плавления металлизированного сырья, а следовательно к ускорению процессов электроплавки стали в дуговой печи [2, 7] и повышению производительности агрегата.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Меркер Э.Э. и др.: Пат. 236009 РФ. Способ электроплавки стали. 07.09.2005; Пат. 2374582 РФ. Дуговая печь для выплавки стали. 25.11.2009.
2. Сазонов А.В., Меркер Э.Э., Черменёв Е.А. // Бюл. ин-та «Черметинформация». Черная металлургия. 2011. № 8. С. 62 – 64.
3. Кожухов А.А., Карпенко Г.А., Меркер Э.Э., Сазонов А.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 7. С. 13 – 15.
4. Ткачев А.С., Кожухов А.А., Меркер Э.Э., Сазонов А.В. Расчет тепловых потоков излучения дуг в ДСП при работе на полых электродах. // В сб. тр. «Моделирование, программное обеспечение и наукоемкие технологии в металлургии». – Новокузнецк: СибГИУ, 2011. С. 304 – 311.
5. Сазонов А.В. Исследование процесса плавки окатышей при дуговом нагреве в печи с полыми электродами с целью энергосбережения. Автореф. дис. на соискание ученой степени канд. техн. наук. – М.: МИСиС, 2009. – 32 с.
6. Егоров А.В. Электроплавильные печи черной металлургии. – М.: Металлургия, 1985. – 280 с.
7. Меркер Э.Э., Федина В.В., Кочетов и др. // Электрометаллургия 2003. № 9. С. 43 – 45.

© 2012 г. Э.Э. Меркер, Е.А. Черменёв, А.В. Сазонов
Поступила 4 февраля 2012 г.

УДК 669.046.:62-83:531.3

Е.Ю. Карпова, Ю.И. Карнов, А.С. Леонченко

Волгоградский государственный технический университет

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО СТАЛИ 20Л

Термообработка стальных отливок, традиционно выполняемая литейщиками, относится к штатным операциям литейного производства. И хотя именно термическая обработка формирует окончательную структуру и свойства стальных отливок, ответственность за многочисленные случаи несоответствия ударной вязкости стали 20Л требованиям ГОСТ 977, как правило, возлагается на нестабильность процессов плавки, раскисления, рафинирования и другие операции и почти никогда на термическую обработку. Этому во многом способствует тот факт, что нормализация, при отсутствии явных нарушений технологического процесса, надежно обеспечивает устранение видманштеттова феррита и формирует практически идентичные феррито-перлитные структуры, казалось бы, не дающие оснований для проведения каких-либо коррекций режимов. На самом деле это далеко не однозначно.

Авторы попытались проанализировать влияние нерегламентируемых параметров нормализации, в частности скорости нагрева отливок, на изменение ударной вязкости стали 20Л. Анализ выполняли на основе развитых в работах [1, 2] представлений о видманштеттовом феррите, как о пересыщенном α -твердом растворе, способном к отпуску с выделением избыточных фаз.

Образцы для определения ударной вязкости вырезали из треновидных проб, один комплект которых под-

вергали ускоренному, а другой – замедленному нагреву до аустенитного состояния.

Термическая обработка, провоцирующая усиление отрицательной наследственности видманштетта, проводилась в лабораторных условиях с использованием камерных термических печей СНОЛ–1.6, 2.5. по режиму, представленному на рис. 1 (кривая 2).

С целью осуществления медленного нагрева заготовок до температуры аустенизации (910 °С) образцы загружались в холодную печь и осуществлялся их ступенчатый нагрев с двумя изотермическими выдержками в течение 15 мин при температуре 350 и 550 °С.

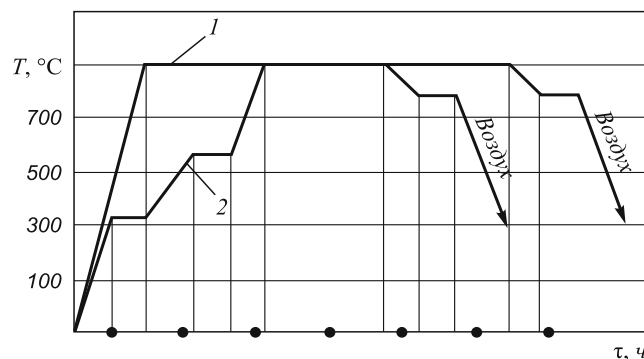


Рис. 1. Термическая обработка с ускоренным (1) и замедленным (2) режимами нагрева до аустенитного состояния

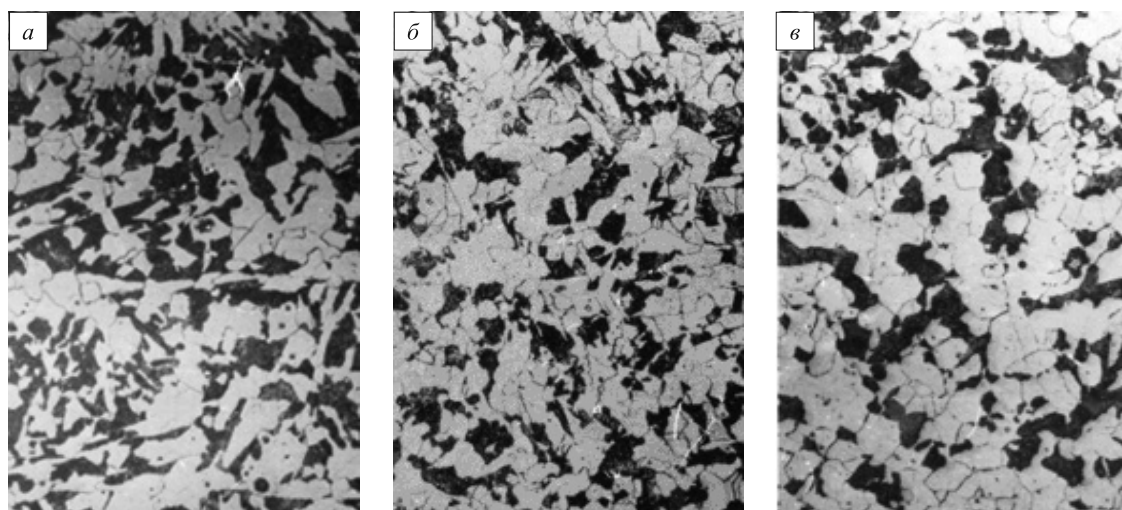


Рис. 2. Структуры образцов, последовательно отобранных на стадии изотермической выдержки, $\times 100$:
 а – время выдержки 10 мин, непревращенный видманштетт – 15 %; б – время выдержки 20 мин, непревращенный видманштетт – 5 %;
 в – время выдержки 30 мин, полная фазовая перекристаллизация

Минимально необходимая продолжительность аустенитизации определялась металлографическим анализом пробных образцов по моменту полного исчезновения в нормализованной стали непревращенного видманштетта (рис. 2).

Общая продолжительность термической обработки оставалась постоянной в опытах с замедленным и ускоренным нагревом заготовок.

В экспериментах с ускоренным нагревом заготовок образцы помещались в разогретую до $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ печь и через 20 мин достигали изотермической выдержки, т.е. интервал $300 - 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ преодолевается всего за 5 – 6 мин, что практически исключало возможность коагуляции карбидных выделений (рис. 1, кривая 1).

При сохранении неизменным общего времени при ускоренном нагреве продолжительность аустенитизации увеличилась почти на 35 мин, однако это не препятствовало поставленной цели эксперимента.

После термообработки стали по обоим режимам готовили ударные образцы с возможностью исследования на них деформационного рельефа.

Химический состав стали и значения ударной вязкости, полученные при различных режимах нормализации, приведены в таблице.

Как и следовало ожидать, нормализация стали, независимо от ее химического состава, при замедленном охлаждении во всех случаях приводит к меньшей ударной вязкости. Напротив, ускоренный нагрев отливок обеспечивает существенно большие ее значения. Исследования подтвердили, что при более медленном нагреве заготовок до аустенитной области объективно создаются наиболее выгодные условия для коагуляции избыточных выделений карбидов из видманштеттова феррита при его отпуске. Ранее было показано [2], что наиболее интенсивно процессы коагуляции избыточных карбидов протекают в интервале $350 - 550\text{ }^{\circ}\text{C}$.

При этом морфологические особенности включений видманштеттова феррита (плоские границы) придают таким карбидным скоплениям самые невыгодные, с точки зрения прочности, вытянутые двумерные формы. Дальнейший нагрев стали и изотермическая выдержка при максимальной температуре нормализации далеко не всегда приводят к полному растворению этих карбидных образований в аустените, особенно при медленном нагреве отливок до аустенитного состояния.

Как установлено [3], область гомогенности цементита, характеризующаяся снижением растворимости С при повышении температуры, имеет существенно разную термодинамическую активность углерода $a_{\text{C}}^{\text{Fe}_3\text{C}}$ для стехиометрической и нестехиометрической концентрации в ней С. Другими словами, цементит стехиометрического состава, т.е. содержащий 6,67 % С, имеет максимальную термодинамическую активность С и поэтому, как наиболее метастабильное соединение, легко растворяется в аустените. Цементит, частично теряющий атомы С в углеродной подрешетке, например при

Химический состав и ударная вязкость стали, полученная при различных режимах нормализации

Содержание, % по массе			Ударная вязкость, Дж/см ²	
С	Si	Mn	замедленный нагрев	ускоренный нагрев
0,19	0,25	0,89	41	58
			38	55
			40	56
0,23	0,28	0,69	36,3	54
			35	55
			37,5	54
0,22	0,30	0,59	37,5	61
			40	60
			43	60

медленном его нагреве, напротив, имеет минимальную термодинамическую активность С и значительно труднее растворяется в аустените (по данным работы [3]). Вследствие этого, при медленном нагреве отливок реализуются наиболее неблагоприятные для стали условия: с одной стороны, укрупняются карбидные включения в результате коагуляции, а их полное растворение при нормализации становится проблематичным, с другой стороны, равновесное изменение состава карбидной фазы по линии KF (рис. 3) приводит к большей термостабильности таких карбидов из-за снижения в них $a_{\text{C}}^{\text{Fe}_3\text{C}}$, дополнительно затрудняющей их растворение в аустените.

Выявить такие двумерные карбидные образования в стали довольно сложно, но их можно зафиксировать при нагружении стали благодаря мощной концентрации ими напряжений. И действительно, на предварительно полированных поверхностях ударных образцов, в непосредственной близости от зоны разрушения, систематически возникал деформационный рельеф, не оставляющий сомнений в его связи с расположением уже исчезнувших включений видманштеттова феррита (рис. 4). При этом подобный рельеф проявлялся только

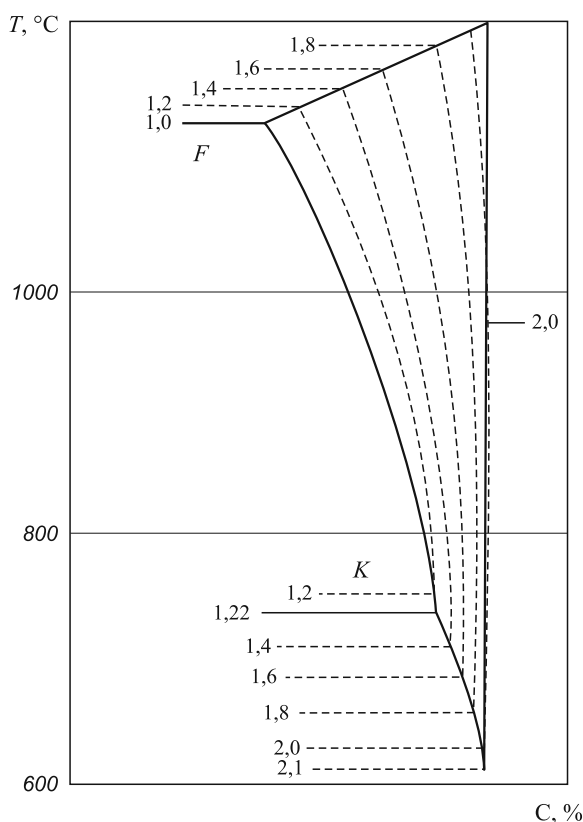


Рис. 3. Область гомогенности цементита в системе Fe–Fe₃C с линиями изоактивности С

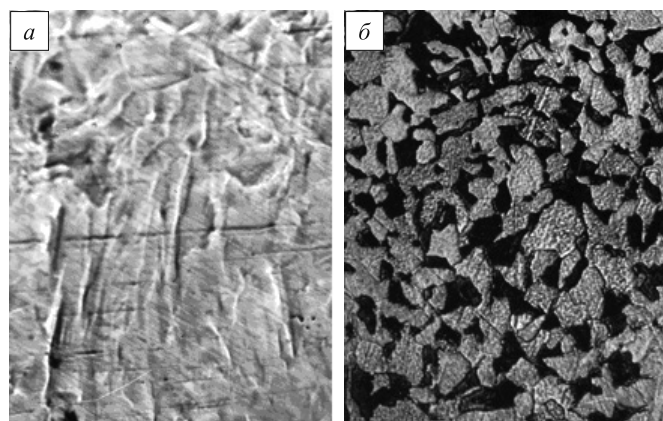


Рис. 4. Деформационное проявление наследственности видманштеттова феррита в нормализованной стали 20Л, $\times 400$:
а – деформационный рельеф по границам бывших пластин;
б – микроструктура этого же участка образца

в образцах, подвергнутых замедленному нагреву, и не фиксировался в ускоренно нагретых образцах.

Сам факт появления деформационного рельефа свидетельствует о неравномерности пластической деформации и максимальном течении металла в районе концентраторов напряжений. В рассмотренном случае образование борозд, повторяющих уже не существующие границы видманштеттовых включений феррита (рис. 4, а), однозначно показывает, что именно в этих местах материал первым достигает предельного по прочности состояния и разрушается.

Таким образом, полная перекристаллизация стали $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, уничтожающая литую структуру видманштеттова феррита, может при неблагоприятных режимах термообработки сохранить в ней плоские карбидные скопления, не позволяющие достигнуть регламентированных ГОСТом значений ударной вязкости даже при самых современных технологиях выплавки и раскисления этой стали. Определенных успехов можно добиться ускоренными режимами нагрева, препятствующими коагуляции карбидной фазы и одновременно повышающими метастабильность самих карбидов, гарантируя их растворение при изотермической выдержке отливок в аустенитной области.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Карпова Е.Ю. //МитОМ. 1998. № 1. С. 20 – 23.
2. Ильинский В.А. //Литейное производство. 1997. № 4 – 5. С. 19.
3. Жуков А.А. Геометрическая термодинамика сплавов железа. – М.: Металлургия, 1979. – 228 с.

© 2012 г. Е.Ю. Карпова, Ю.И. Карпов, А.С. Леонченко
Поступила 7 марта 2012 г.

УДК 669.18: 621.746.047.007

Ю.А. Самойлович

Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники

ВОЗМОЖНОСТИ СНИЖЕНИЯ КОРОБЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ ИЗ БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ

В настоящее время упрочнение железнодорожных рельсов на отечественных металлургических предприятиях осуществляется путем объемной закалки в масле [1]. В ходе последующей термообработки (остывание на воздухе, отпуск, нормализация) рельсы претерпевают значительное искривление, для устранения которого используется правка в холодном состоянии на ролико-правильных машинах. Правка позволяет радикально уменьшить степень коробления рельсов, однако сопровождается наведением в рельсах остаточных напряжений, существенно снижающих стойкость рельсов при последующей эксплуатации. Особую актуальность проблема коробления рельсов приобретает в связи с освоением рельсов повышенной прочности, обладающих высокими показателями предела текучести.

В работах [2, 3] представлены результаты исследований по освоению производства рельсов из стали бейнитного класса, обеспечивающих существенное повышение прочности рельсовой стали при достаточно высокой пластичности.

Для производства рельсов повышенной прочности авторами работы [2] рекомендуется сталь следующего состава, %: 0,3 – 0,4 C, 1,1 – 1,3 Si, 1,4 – 1,6 Mn, 1,0 – 1,1 Cr, 0,2 – 0,4 Mo, 0,1 – 0,15 V, 0,005 – 0,010 Al при содержании примесей фосфора и серы не более чем по 0,025 %. По данным работы [2] при указанном составе стали металл рельсов при охлаждении на воздухе с прокатного нагрева обладает высокой твердостью и прочностью (HV_{401} , $\sigma_b = 1330$, $\sigma_T = 1100$ МПа) наряду с достаточно высокими показателями ударной вязкости (61 Дж/см²).

В работе [3] получены еще более высокие показатели прочности стали марок 40ХГСМ и 40ХГСН ($\sigma_b = 1505 - 1510$, $\sigma_T = 1142 - 1177$ МПа) при использовании следующего режима термической обработки: замедленное охлаждение рельсов с прокатного нагрева на воздухе плюс отпуск при 500 °С.

Важным результатом исследований следует признать выявленную в данной работе проблему затруднений с холодной правкой рельсов на роликоправильной машине.

В практике производства рельсов известен факт весьма значительного искривления (коробления) при остывании на воздухе с высоких температур. По наблюдениям Маханека, приведенным в работе [4], стрела

прогиба рельсов типа Р43 достигает 26 см при остывании на воздухе с прокатного нагрева. В работе [3] отмечается, что при высоких значениях предела текучести рельсовой стали бейнитного класса существующее оборудование рельсобалочного цеха Нижнетагильского металлургического комбината пока не позволяет выполнить роликовую правку, что потребовало повысить температуру отпуска стали с 300 °С, при которой достигается оптимальный уровень механических свойств, до 500 °С. Можно предположить, что с увеличением мощности роликоправильной машины удастся осуществить правку рельсов с более высоким пределом текучести, однако при такой правке в рельсах возникнут и более высокие остаточные напряжения, значительно снижающие их эксплуатационную стойкость.

Рассмотрение результатов исследований [2, 3] дает основание для следующего заключения. Проблема производства рельсов из стали бейнитного класса не сводится к выбору оптимального химического состава стали: рациональное легирование металла необходимо выбирать в сочетании с определением таких технологических условий производства рельсов, при которых будет обеспечено их минимальное коробление.

В настоящей работе предлагается способ определения рациональных режимов закалки отпуска рельсов, при которых достигается минимальная степень их коробления к моменту завершения процесса термической обработки.

Для достижения указанной цели представляется необходимой определенная перестройка закалочных систем охлаждения рельсов, которая может обеспечить раздельное (дифференцированное) охлаждение головки и подошвы рельса. Как отмечено в работе [5], крупные зарубежные производители рельсов отдают предпочтение дифференцированной закалке, одним из основных достоинств которой является обеспечение прямолинейности рельсов. В последние годы и на отечественных предприятиях ведутся исследования по использованию режима дифференцированной закалки при термической обработке рельсов, однако эти исследования в большинстве случаев носят эмпирический характер. Предлагается целесообразным использовать современные методы компьютерного анализа термонапряженного состояния стальных изделий в процессе термообработки в качестве дополнения к экспериментальным исследова-

дованиям. Ниже представлены результаты определения рациональных режимов термической обработки рельсов с использованием математической модели термонапряженного состояния рельсов [6].

При анализе режима термообработки рельса будем исходить из следующих предположений:

- целью термической обработки является упрочнение металла головки рельса и снижение степени коробления;

- упрочнение головки рельса осуществляется в результате превращения исходного аустенита в нижний бейнит;

- снижение степени коробления достигается за счет возможности раздельного (дифференцированного) термического воздействия на подошву и головку рельса.

Учитывая наличие современного опыта производства рельсов из бейнитной стали при их остывании на воздухе с прокатного нагрева [2, 3], будем сопоставлять результаты расчетов напряжений и деформаций в рельсах для двух режимов термической обработки – при изотермической выдержке на нижний бейнит (T_1) и при охлаждении рельсов на воздухе с прокатного нагрева (T_2).

Существенное различие указанных режимов термообработки рельсов поясняется схемой, показанной на рис. 1, где указаны две траектории изменения температуры металла по отношению к полям существования перлита (P) и нижнего бейнита (B) на диаграмме изотермического превращения аустенита. При остывании рельса с прокатного нагрева на воздухе (траектория T_1) представляется возможным превращение аустенита в перлит (в зоне P), после чего оставшийся аустенит может частично превращаться в нижний бейнит (в зоне B), так что в конечной структуре следует ожидать сложной и недостаточно однородной перлит-бейнитной смеси.

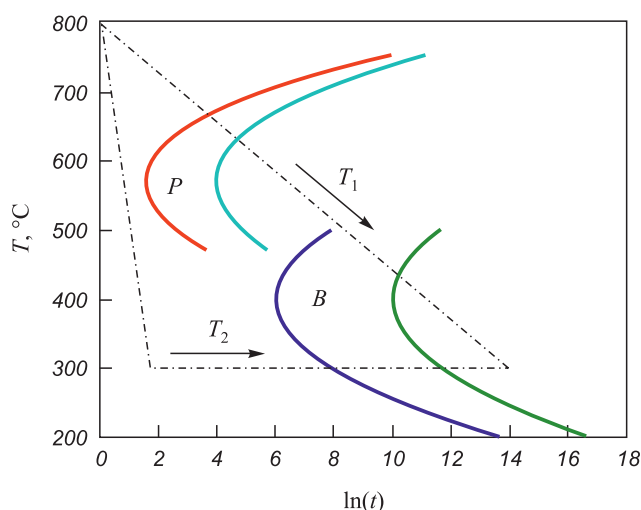


Рис. 1. Диаграмма изотермического превращения аустенита в перлит (P) и нижний бейнит (B):

T_1, T_2 – две траектории изменения температуры металла при закалке

Изменение температуры металла вдоль траектории T_2 позволяет избежать перлитного превращения и обеспечивает получение однородной структуры нижнего бейнита при изотермической выдержке в так называемой «средней» (промежуточной) зоне температур $300 - 420^\circ\text{C}$, что представляется более предпочтительным условием повышения прочности металла головки рельса.

Представленная в работе [6] математическая модель используется для исследования двух вопросов – особенностей термонапряженного состояния рельсов при их упрочнении путем изотермической закалки на нижний бейнит (A) и возможности управления процессом коробления рельсов при дифференцированной закалке подошвы и головки рельсов (B).

А. Термонапряженное состояние рельсов при упрочняющей закалке

Ознакомление с зарубежным опытом [7] указывает на возможность существенного повышения прочности рельсов при переходе на другую структуру металла, в частности, на структуру нижнего бейнита, обладающего твердостью НВ 400 и временным сопротивлением $\sigma_B \approx 1400 - 1450$ МПа. Идея упрочнения стали путем изотермической закалки на нижний бейнит известна достаточно давно и вначале была апробирована в ходе лабораторных экспериментов [8, 9].

При этом быстрое охлаждение металла от исходной температуры ($810 - 850^\circ\text{C}$) до температуры изотермической выдержки достигалось путем погружения образцов в ванну с расплавом селитры, либо расплавленного свинца. Отечественный опыт изготовления рельсов из стали бейнитного класса относится к 1965 – 1970 гг. В исследованиях Приданцева-Казарновского [10, 11] упрочнение рельсов легированной (хромистой) стали достигалось путем изотермической выдержки в ванне с расплавом смеси щелочей NaNO_3 и KNO_3 . Несмотря на полученные в этих исследованиях обнадеживающие результаты в отношении упрочнения рельсов, идея изотермической закалки рельсов в расплаве щелочей не получила распространения в промышленности, что в значительной степени определяется агрессивностью закалочной среды (расплав селитры). Тем не менее, исследования Приданцева-Казарновского следует признать весьма важными. Во-первых, эти исследования подтвердили факт возможности повышения прочности железнодорожных рельсов до значений $\sigma_B \approx 1400 - 1450$ МПа при высоких показателях пластичности. Во-вторых, авторы работы [11] отметили, что изотермическая закалка рельсов существенно снижает степень их коробления, что имеет прямое отношение к некоторым изложенным ниже результатам теоретического анализа.

Анализ термонапряженного состояния рельсов из бейнитной стали выполняется с учетом закономернос-

тей кинетики бейнитного превращения аустенита. Исследования по кинетике превращений аустенита в так называемой средней области температур (300 – 420 °С) позволили выявить следующие особенности превращения аустенита в нижний бейнит [12, 13]:

- длительность инкубационного периода и собственно превращения $A \rightarrow B$ существенно зависят от химического состава стали;

- превращение аустенита в нижний бейнит никогда не проходит до конца, причем количество превращенного аустенита зависит от температуры превращения.

К примеру, для весьма распространенной в производстве стали 37ХГС, содержащей 0,37 % С, 1,34 % Si, 1,06 % Mn и 1,86 % Cr длительность инкубационного периода не превышает одного часа, примерно такое же время протекает превращение аустенита в нижний бейнит.

При этом количество превращенного аустенита по окончании процесса превращения составляет 35 % при $T = 400$ °С, 55 % при $T = 350$ °С и 70 % при $T = 300$ °С.

Учитывая необходимость охлаждения головки рельса от исходной температуры аустенизации (1073 – 1123 К) до температуры бейнитного превращения (600 – 650 К), разделим полную длительность термоупрочнения рельса на три периода:

- период 1 – охлаждение рельса от исходной температуры до температуры бейнитного превращения;
- период 2 – превращение аустенита в нижний бейнит;
- период 3 – устранение коробления рельса.

Для периода 2 при описании кинетики бейнитного превращения использованы результаты исследований [12 – 14]. В частности, полная длительность периода 2 принята равной 7000 с (сумма длительности индукционного периода и собственно превращения $A \rightarrow B$).

Для периода 3 параметры теплового режима определяются с использованием изложенной выше математической модели термонапряженного состояния рельса путем перебора ряда вариантов, в каждом из которых показатели режима охлаждения сопоставляются с получаемой степенью коробления рельса.

Поле температур рельса определено путем численного решения уравнения теплопроводности при задании следующих физических параметров рельсовой стали: $\rho = 7500$ кг/м³, $\lambda = 30$ Вт/м·К, $C = 628$ Дж/кг·К, $L = 18,4$ кал/гр. Режим охлаждения рельса характеризуется заданием коэффициентов теплоотдачи $\alpha = 15$ Вт/м²·К, $\sigma_B = 4 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴) и температуры охлаждающей среды T_s вдоль всей наружной поверхности рельса. Ниже представлены найденные путем перебора ряда расчетных вариантов границы окончания каждого из трех периодов (t_i , $i = 1, 2, 3$), а также значения температуры охлаждающей среды коэффициентов теплоотдачи от головки (GAL) и подошвы (PAL) в каждом периоде.

Номер периода	t_i , с	T_s , К	GAL, Вт/м ² ·К	PAL, Вт/м ² ·К
1	2000	400	800	400
2	9000	623	800	400
3	16 000	323	200	320

Принятые в расчетах значения коэффициентов теплоотдачи относятся к случаю использования водо-воздушного (спрейерного) охлаждения головки и подошвы рельсов.

Совместное решение уравнений теплопроводности и нелинейной термовязкоупругости [6] позволяет определить значения температур и продольных напряжений (T , σ_z) в поперечном сечении рельса. Ниже приведены графики изменения во времени указанных параметров для трех представительных точек поперечного сечения рельса, показанных на рис. 2, где цифры 1 и 3 относятся к термическим центрам головки и подошвы, соответственно, а цифра 2 – к центру шейки рельса.

На рис. 3 представлено изменение во времени температур (а) и продольных напряжений (б) в указанных точках рельса за время 14 000 с, включающее периоды охлаждения рельса (2000 с), изотермической выдержки (7000 с) и остывания на воздухе (5000 с).

Расчеты деформаций и напряжений в остывающих рельсах выполнены с учетом динамики превращения аустенита в нижний бейнит согласно уравнению Колмогорова–Мейла–Аврами

$$B(t) = B_0 \{1 - \exp[-k(t - tB)^n]\},$$

где B_0 – предельное количество превращенного аустенита, tB – длительность инкубационного периода, n и k – кинетические параметры бейнитного превращения, принятые равными $n = 4,8$, $k = 1,75 \cdot 10^{-15}$ согласно экспериментальным данным работы [14]. Длительность инкубационного периода принята равной 2700 с, а предельные значения коэффициентов линейного расширения фаз равными: $\beta_1 = 2,08 \cdot 10^{-5}$ (аустенит),

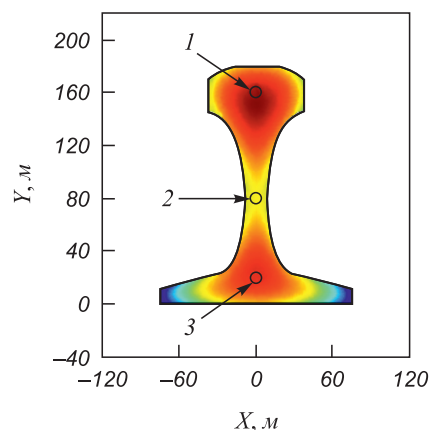


Рис. 2. Размещение контрольных точек 1 – 3 в поперечном сечении рельса типа Р65

$\beta_2 = -1,52 \cdot 10^{-5}$ (перлит), $\beta_3 = -2,25 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ (нижний бейнит).

На рис. 4 представлены результаты аналогичных расчетов, выполненных для случая свободного остывания рельса с прокатного нагрева на воздухе.

Из рассмотрения графиков изменения во времени продольных напряжений σ_z в поперечном сечении рельсов (см. рис. 3, 4) можно сделать два основных вывода:

- начальный период охлаждения рельса в режиме изотермической обработки характеризуется преобладанием растягивающих напряжений термического происхождения, поскольку структурные деформации вступают в силу только по завершении индукционного периода бейнитного превращения;

- к моменту полного охлаждения рельсов значения продольных напряжений в рельсах, подвергаемых изотермическому бейнитному превращению, примерно в 2 – 3 раза меньше напряжений, возникающих при сво-

бодном остывании рельсов на воздухе (100 МПа против 210 – 300 МПа).

Процесс изотермической обработки стали при температуре 623 К (350 °С) сопровождается увеличением удельного объема металла и постепенным развитием сжимающих напряжений в головке рельса.

Графики, представленные на рис. 5, позволяют проследить динамику изменений знака и абсолютной величины напряжений вблизи от поверхности катания рельса в процессе превращения аустенита в нижний бейнит. На рис. 5, а показано изменение количества нижнего бейнита в трех слоях металла непосредственно на поверхности головки рельса (1), а также на расстоянии 10 и 20 мм от поверхности катания (2, 3). Из расчетов следует, что для принятого режима охлаждения головки рельса глубина прокаливаемости металла не превышает 22 – 25 мм, причем нарастание количества превращенного бейнита сопровождается синхронным снижением растягивающих продольных напряже-

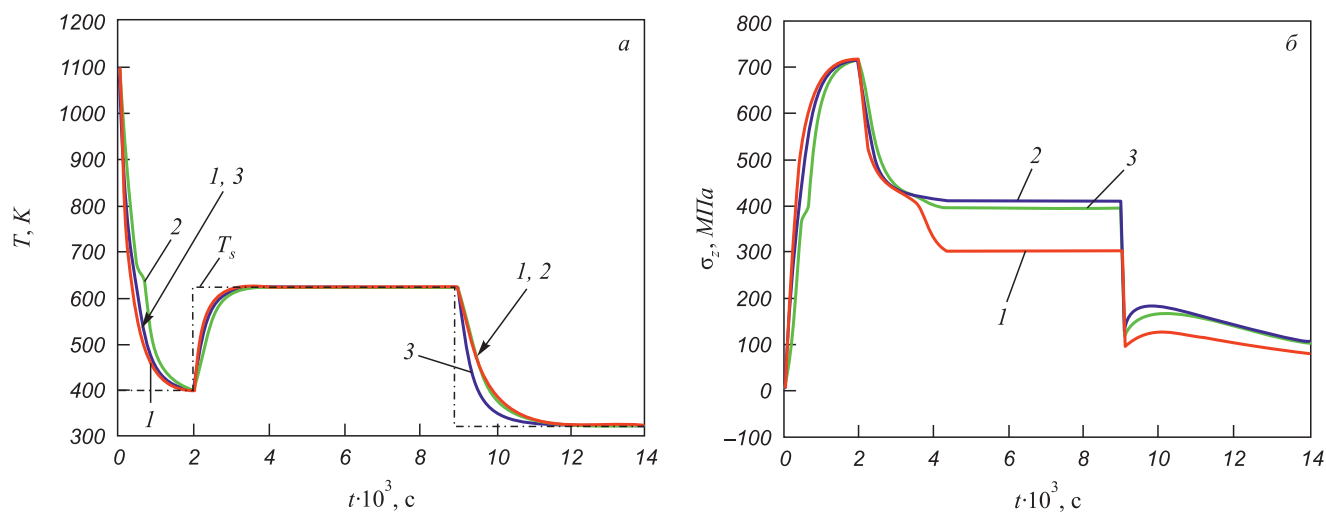


Рис. 3. Изменение во времени температур (а) и продольных напряжений (б) в контрольных точках рельса при ступенчатой закалке, определяемой графиком изменения температуры охлаждающей среды (штриховая линия)

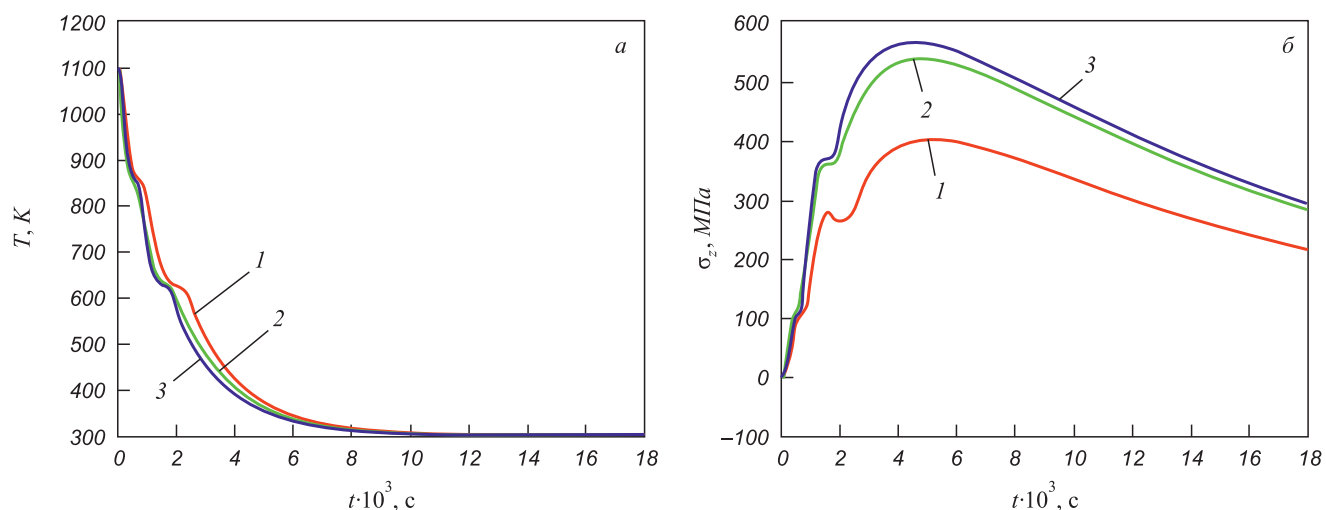


Рис. 4. Изменение во времени температур (а) и продольных напряжений (б) в контрольных точках рельса, остывающего на воздухе с прокатного нагрева

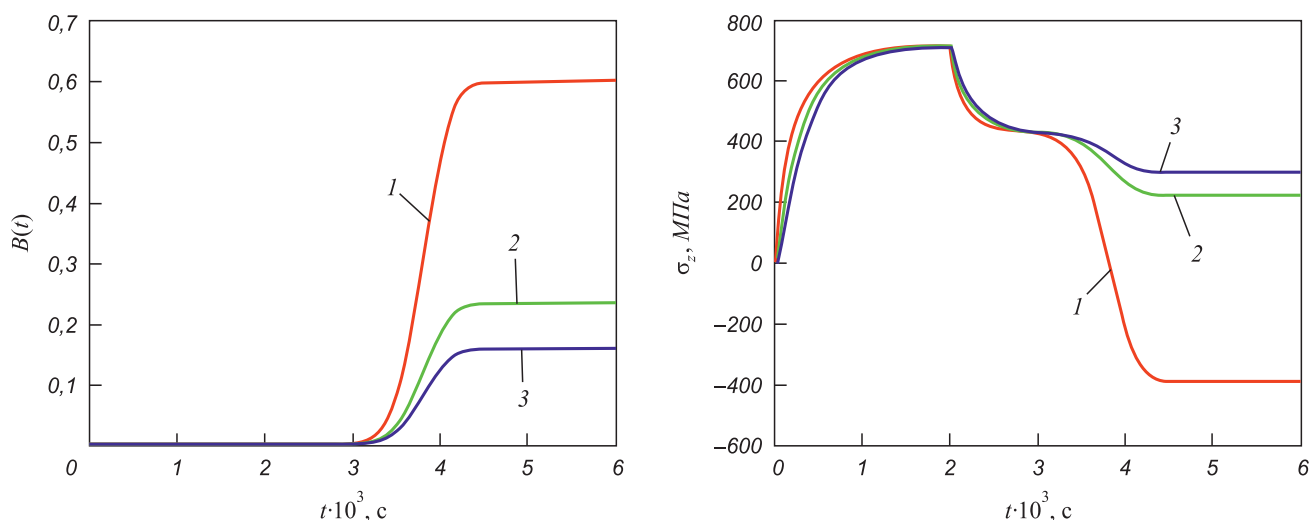


Рис. 5. Изменение во времени количества бейнита в головке рельса (а) и продольных напряжений (б) на нескольких горизонтах по высоте рельса:

1 – непосредственно на поверхности катания; 2, 3 – на расстоянии 10 и 20 мм от поверхности катания, соответственно

ний вследствие увеличения удельного объема металла. При этом, как показано на рис. 5, б, непосредственно на поверхности головки развиваются сжимающие напряжения $\sigma_z = -400$ МПа, а на расстоянии 10 и 20 мм от поверхности – растягивающие напряжения $\sigma_z = 205$ и 300 МПа, соответственно. Можно предположить, что отмеченное в данных расчетах резкое изменение знака и величины напряжений на границе прокаливаемости головки рельса имеет взаимосвязь с провалом значений твердости и прочности вблизи от поверхности катания, обнаруженное экспериментальным путем [15, 16].

Б. Коробление рельсов при закалке

Предложенная математическая модель напряженно-деформированного состояния рельсов позволяет исследовать процесс коробления рельсов при различных режимах термической обработки.

В данной работе представлены результаты анализа изменений прогиба только в вертикальном направлении (по нормали к поверхности катания рельса). Схема, показанная на рис. 6 поясняет фиксирование прогиба

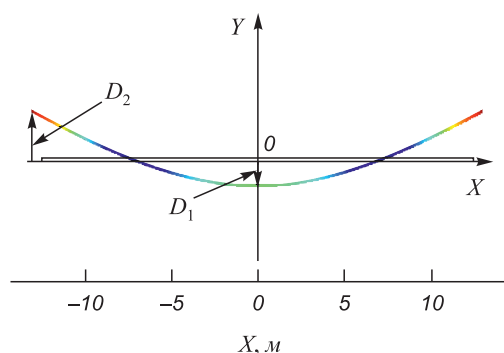


Рис. 6. Схема фиксирования прогиба в центре рельса (D_1) и не его концах (D_2)

для центра рельса (D_1) и его концов (D_2) в предположении о симметрии деформирования рельса вдоль оси X относительно его центра.

Сумма абсолютных значений смещений D_1 и D_2 определяет стрелу прогиба рельса, которая является дополнительным показателем степени коробления.

На рис. 7 представлено изменение смещений D_1 и D_2 в зависимости от времени для двух режимов термической обработки рельса. Главной особенностью процесса остывания рельса в цеховой атмосфере является ускоренное охлаждение подошвы рельса по сравнению с головкой, что вызывает более раннее превращение аустенита в перлит в подошве рельса. Результатом объемного расширения металла при таком превращении является значительное искривление концов рельса на головку, что отражается изменением параметров D_1 и D_2 (рис. 7, б). При этом смещение в центре рельса приобретает отрицательные значения ($D_1 < 0$), а смещение концов рельса – положительные значения ($D_2 > 0$).

К моменту завершения процесса охлаждения рельса стрела прогиба достигает значений 23 – 24 мм, что согласуется с наблюдениями за искривлением рельсов в производственных условиях [4].

Характер искривления рельсов существенно изменяется при термообработке рельсов с изотермической выдержкой в «средней» области температур. Превращение аустенита в нижний бейнит, протекающее в период изотермической выдержки головки рельса, сопровождается расширением металла и приводит к искривлению рельса на подошву при $D_1 > 0$ и $D_2 < 0$, как показано на рис. 7, а.

Расчеты показали, что длительная выдержка рельсов при температуре бейнитного превращения приводит к заметному снижению стрелы прогиба рельса по сравнению со случаем свободного остывания рельса на воздухе. Дополнительные возможности по снижению

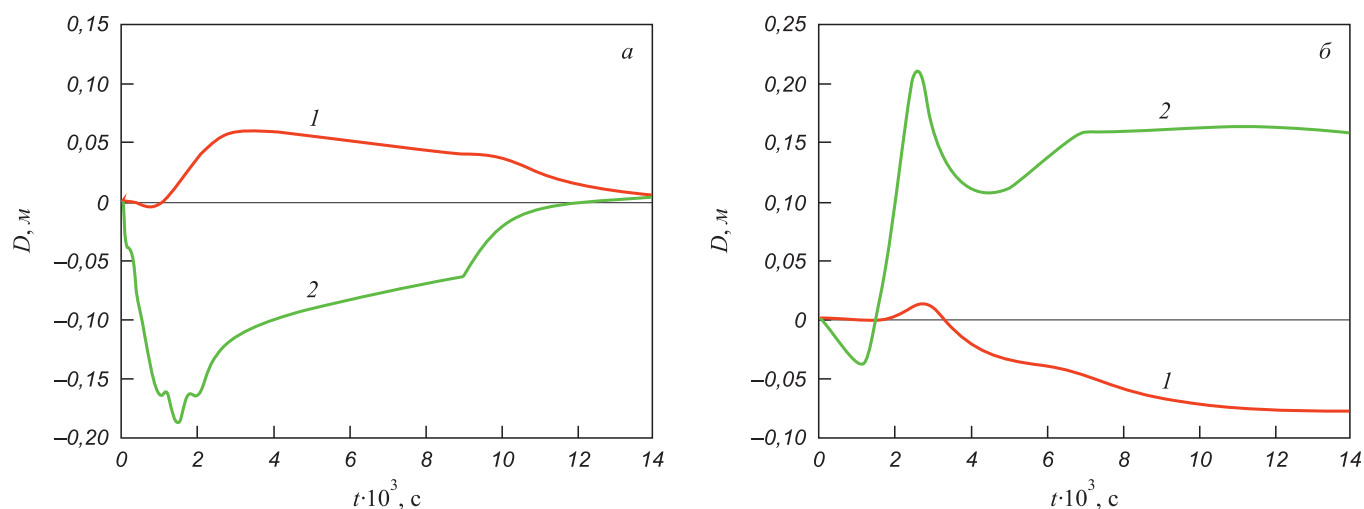


Рис. 7. Изменение во времени смещений по вертикали для центра (1) и концов рельса (2) при изотермической закалке на нижний бейнит (а) и при свободном остывании рельса на воздухе (б)

стрелы прогиба рельса открываются при использовании раздельного (дифференцированного) охлаждения головки и подошвы рельса.

Математическая модель процесса деформирования рельса позволяет фиксировать значения смещений D_1 и D_2 при задании различной интенсивности охлаждения головки и подошвы рельса. Перебор различных значений коэффициентов теплоотдачи от головки и подошвы рельса при одновременном фиксировании значений D_1 и D_2 позволяет подобрать такую пару значений указанных параметров, при которых прогиб рельса непрерывно уменьшается. Теоретически соответствующим подбором различной интенсивности охлаждения головки и подошвы можно полностью «обнулить» стрелу прогиба рельса, как показано на рис. 7, а, при выборе коэффициентов теплоотдачи для заключительной стадии остывания рельса, представленных выше.

Дополнительные особенности коробления рельсов открываются при построении графиков распределения профиля рельсов по их длине для различных моментов времени. На рис. 8 представлены такие графики для обоих случаев термической обработки рельсов. Линией 3 на рис. 8 представлено распределение профиля рельса к моменту завершения процесса охлаждения. В частности, при изотермической закалке рельса (рис. 8, а) следует, что при среднем «обнулении» стрелы прогиба рельса к моменту окончания процесса охлаждения в центральной части рельса сохраняется небольшая степень искривления (около 1 мм). При свободном остывании рельса на воздухе (рис. 8, б) профиль рельса к моменту окончания процесса охлаждения имеет параболические очертания.

Приведенный пример управления процессом коробления рельса преследует цель иллюстрации возмож-

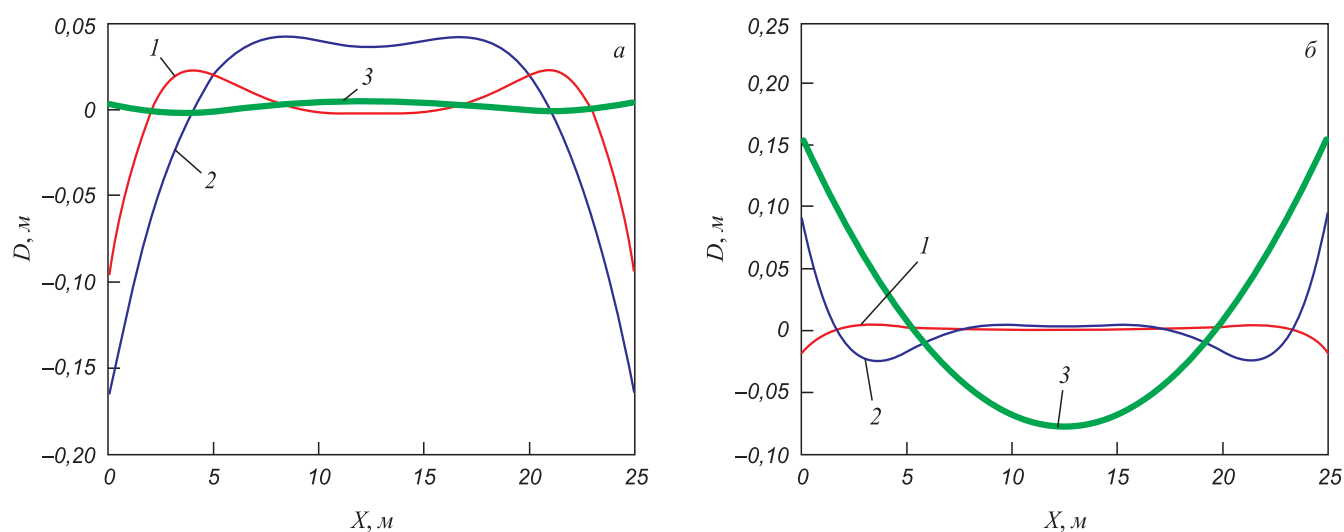


Рис. 8. Профиль рельса при изотермической закалке на нижний бейнит (а) и при свободном остывании на воздухе (б) для моментов времени, с:
1 – 500; 2 – 2000; 3 – 14 000

ностей «тепловой правки» рельсов при использовании технологии дифференцированной закалки, указанные в этом примере значения варьируемых коэффициентов теплоотдачи не претендуют на их практическую реализацию. Подобная оговорка представляется необходимой в связи с упрощениями и допущениями, используемыми при математическом моделировании термонапряженного состояния рельса.

В общем случае методика настройки рациональных режимов термической обработки рельсов является полуэмпирической. Применение компьютерных расчетов для прогнозирования рациональных режимов изотермической закалки на нижний бейнит должно опираться на достоверные сведения относительно закономерностей превращений аустенита и охлаждающих возможностей закалочной среды. В связи с этим для принятого состава бейнитной рельсовой стали представляется необходимым уточнение вида диаграммы изотермических превращений аустенита, закономерностей превращения аустенита в нижний бейнит, а также конкретных значений коэффициентов линейного расширения продуктов превращения аустенита. Дополнительное уточнение результатов математического моделирования связано с возможным использованием компьютеров повышенной мощности для реализации трехмерного моделирования температур, деформаций и напряжений в остывающих рельсах.

Выводы. Выполнено сопоставление напряжений и деформаций в рельсах из бейнитной стали, подвергавших термическому упрочнению по двум режимам – путем охлаждения на воздухе с прокатного нагрева, либо путем изотермической закалки на нижний бейнит. Режим охлаждения рельсов на воздухе упрощает процедуру термической обработки рельсов, однако по ряду причин негативно сказывается на показателях качества рельсов. Расчеты показали, что уровень остаточных напряжений в рельсах, остывающих на воздухе, в 2–3 раза превышает остаточные напряжения в рельсах, подвергавших изотермической закалке. Кроме того, охлаждение на воздухе сопровождается существенным короблением рельсов, приводящем после холодной правки к наведению дополнительных остаточных напряжений, снижающих эксплуатационную стойкость рельсов.

Разработана математическая модель термонапряженного состояния железнодорожных рельсов, подвергаемых избирательному упрочнению головки рельсов путем превращения аустенита в нижний бейнит, которое сопровождается искривлением (короблением) рельса. Компьютерная программа, реализующая данную математическую модель, прогнозирует рациональные режимы охлаждения, при которых минимизируется степень искривления рельсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Производство и термическая обработка железнодорожных рельсов / В.В. Лемпицкий, Д.С. Казарновский, С.В. Губерт и др. – М.: Металлургия, 1972. – 272 с.
2. Ворожищев В.И., Павлов В.В., Корнева Л.В. и др. // Сталь. 2005. № 2. С. 71 – 74.
3. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Добужская А.Г. и др. // Сталь. 2005. № 6. С. 131 – 133.
4. Померанцев А.А. // Изв. АН СССР. ОТН. 1941. № 2. С. 89 – 115.
5. Павлов В.В., Корнева Л.В., Козырев Н.А. // Сталь. 2007. № 3. С. 82 – 84.
6. Самойлович Ю.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 5. С. 39 – 44.
7. Боер Х.-Д., Датта С., Кайзер Г.-Ю. // Черные металлы. 1995. № 2. С. 29 – 36.
8. Певзнер Л.М. // Журнал технической физики. 1949. Т. 19. Вып. 4. С. 481 – 491.
9. Потак Я.М. Высокопрочные стали. – М.: Металлургия, 1972. – 290 с.
10. Приданцев М.В., Казарновский Д.С., Данилов В.И. и др. // Сталь. 1965. № 4. С. 358 – 361.
11. Казарновский Д.С., Приданцев М.В., Бабич А.П. и др. // Сталь. 1970. № 5. С. 465 – 468.
12. Коган Л.И., Энтин Р.И. // Сб. «Проблемы металловедения и физики металлов». – М.: Металлургиздат, 1958. Вып. 5. С. 161 – 209.
13. Энтин Р.И. Превращения аустенита в стали. – М.: Металлургиздат, 1960. – 252 с.
14. Umemoto M., Horiuchi K., Tamura I. // Trans. ISIJ. 1982. Vol. 22. P. 854 – 861.
15. Шур Е.А. Повреждения рельсов. – М.: Транспорт, 1971. – 112 с.
16. Раузин Я.Р., Шур Е.А. Конструктивная прочность рельсов. – М.: Машиностроение, 1975. – 58 с.

© 2012 г. Ю.А. Самойлович
Поступила 5 октября 2011 г.

Б.В. Кучеряев¹, П.Ю. Соколов¹, Н.А. Ночовная², В.В. Кучеряев²

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

² Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РАСКАТКИ ДИСКОВ

Одним из способов получения дисков различной конфигурации является раскатка из сплошных круглых заготовок [1] (рис. 1), принципиальная схема одного из которых показана на рис. 2.

В рассматриваемом способе раскатки ролики сначала внедряются в круглую заготовку, а затем протягиваются к ее периферии, осуществляя процесс раскатки. При этом, для построения математической модели этой стадии, необходимо рассмотреть два процесса. Первый – прокатка в коническом валке в условиях трехмерной деформации (рис. 3), второй – перемещение валка в направлении оси E_1 (рис. 4).

В первом приближении в расчетной схеме (см. рис. 3), использованной для построения кинематически возможного (КВ) поля скоростей прокатки, для упрощения расчетов не учитывается малый угол раскатки, а уширение считается пренебрежимо малым вследствие малого обжатия и конусности валка. Кроме того, перемещение валка может вызывать незначительную деформацию осадки металла, которой также пренебрегаем. Таким образом, для построения упрощенной математической модели достаточно рассмотреть прокатку в коническом валке.

Построение поля скоростей в плоскости E_1E_3 (см. рис. 4) выполним так же, как это было сделано для листовой прокатки в цилиндрических валках в работе [2], где, как и в модели А.И. Целикова [3], дуга захвата аппроксимирована хордой.

Из условия постоянства потока [4] плоского движения среды в зоне II

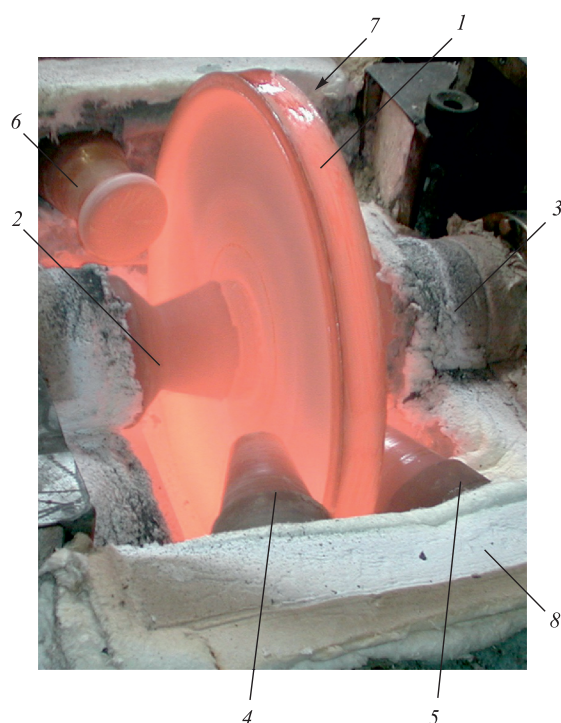


Рис. 1. Раскатка диска на стане СРД-800:
1 – раскатываемый диск; 2, 3 – пиноли; 4 – 7 – наклонные ролики;
8 – камера печи

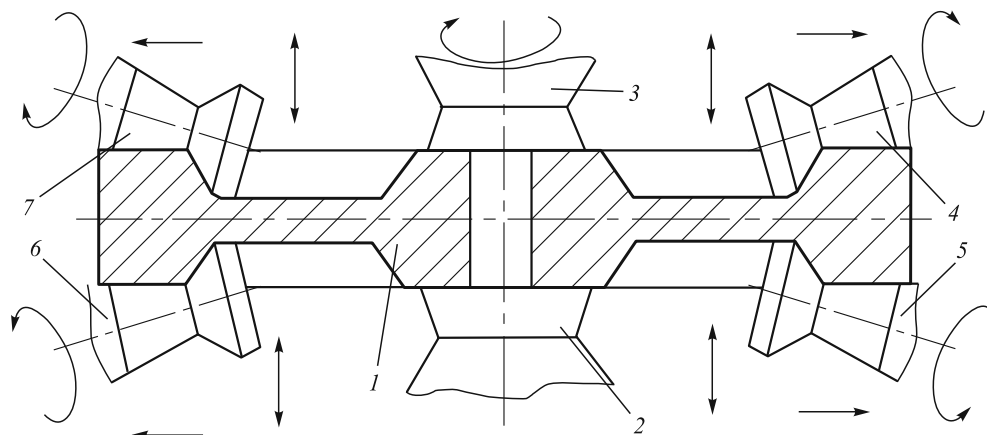
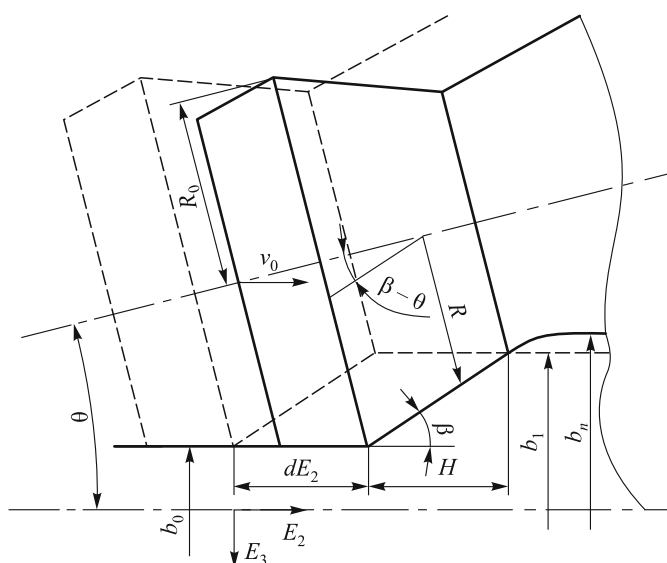


Рис. 2. Схема раскатки дисков:
1 – раскатываемый диск; 2, 3 – пиноли; 4 – 7 – наклонные ролики


 Рис. 3. Схема раскатки в плоскости E_2E_3

$$v_1 = v_0 \frac{h_0}{h}, \quad (1)$$

где при замене дуги захвата хордой с текущей высотой проката, связанной с углом захвата α формулой

$$h = h_1 - 2E_1 \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}, \quad (2)$$

где

$$\operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} = \frac{\Delta h}{2l_d}, \quad (3)$$

проекция дуги захвата на горизонтальную ось E_1

$$l_d = \sqrt{R\Delta h - \frac{\Delta h^2}{4}};$$

текущий радиус конического вала

$$R = R_0 - \frac{E_2 \operatorname{tg}(\beta - \varphi)}{\cos \beta}. \quad (4)$$

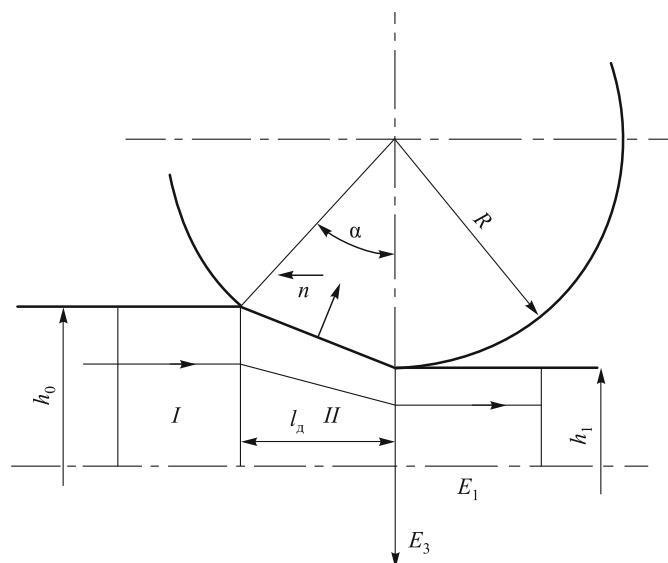
Условие несжимаемости ($\nabla \cdot \vec{v} = 0$) в плоскости E_1E_3 обращается в тождество, если компоненты плоского поля скоростей $\vec{v}$ записать через функцию тока ψ :

$$v_3 = \frac{\partial \psi}{\partial E_1}; \quad v_1 = -\frac{\partial \psi}{\partial E_3}.$$

Тогда с учетом (1) получим значение функции тока плоскости E_1E_3 :

$$\psi = -v_0 \frac{h_0 E_3}{h}, \quad (5)$$

где v_0 – начальная скорость прокатки, которая зависит от угловой скорости ω вращающейся заготовки и текущего радиуса (4):


 Рис. 4. Расчетная схема прокатки в плоскости E_1E_3

$$v_0 = \omega R. \quad (6)$$

После дифференцирования (5) по E_1 с учетом (1) и (2) находим третью компоненту вектора скорости плоскости E_1E_3 :

$$v_3 = -v_0 \frac{2h_0 E_3}{h^2} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}. \quad (7)$$

Поле скоростей с компонентами (1), (7) по формуле Дж. Стокса [4]

$$\xi_{ik} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_i}{\partial E_k} + \frac{\partial v_k}{\partial E_i} \right)$$

позволяет определить компоненты тензора скоростей деформаций в плоскости E_1E_3 :

$$\begin{aligned} \xi_{11} = -\xi_{33} &= \frac{\partial v_1}{\partial E_1} = 2v_0 \frac{h_0}{h^2} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}; \\ \xi_{13} = \xi_{31} &= \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial E_3} + \frac{\partial v_3}{\partial E_1} \right) = 4v_0 \frac{h_0 E_3}{h^3} \operatorname{tg}^2 \frac{\alpha}{2}; \\ \xi_{12} = \xi_{21} &= \frac{1}{2} \frac{\partial v_1}{\partial E_{2a}} = 2v_0 \frac{h_0 E_1 \Delta h^2}{h^2 l^3} \operatorname{tg}(\beta - \varphi); \\ \xi_{32} = \xi_{23} &= \frac{1}{2} \frac{\partial v_2}{\partial E_{3a}} = 2v_0 \frac{h_0 E_1 \Delta h^2}{h^2 l^3} \operatorname{tg}(\beta - \varphi) \left(4 \frac{E_1}{h} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} + 1 \right). \end{aligned} \quad (8)$$

Отметим, что благодаря (6), плоское поле скоростей (1), (7) приводит к трехмерному тензору скоростей деформаций

$$T_{\xi} = \begin{bmatrix} \xi_{11} & \xi_{12} & \xi_{13} \\ \xi_{21} & 0 & \xi_{23} \\ \xi_{31} & \xi_{32} & \xi_{33} \end{bmatrix},$$

что принципиально отличает новую модель от модели работы [2].

Далее находим интенсивность сдвиговых скоростей деформаций для несжимаемых сред [4]:

$$H = 2\sqrt{\xi_{11}^2 + \xi_{12}^2 + \xi_{23}^2 + \xi_{13}^2}. \quad (9)$$

Интенсивность сдвиговых скоростей деформаций для идеальной жесткопластичной среды $T = t_T = \text{const}$ [4] позволяет оценить деформационный разогрев металла [4, 5]. Температура деформационного разогрева

$$\theta = \theta_0 + \frac{\Lambda \tau_T}{c \rho J_M}, \quad (10)$$

где θ_0 – начальная температура металла; c – удельная теплоемкость; ρ – плотность; J_M – механический эквивалент тепла; Λ – степень деформации сдвига [6]:

$$\Lambda = \int_i H dt = 2 \ln \left(\operatorname{tg} \frac{\pi h_0}{4H} \operatorname{ctg} \frac{\pi h_1}{4H} \right); \quad (11)$$

H – масштабный фактор, определяемый геометрическими параметрами прокатки:

$$R = \frac{H c_2}{\pi c_1} \sin^2 \frac{\pi r}{2H} \left(1 + \frac{c_2^2}{c_1^2} \operatorname{ctg}^2 \frac{\pi r}{2H} \right)^{\frac{3}{2}}; \quad (12)$$

$$r = \frac{h_0 h_1}{h_0 + h_1}; \quad c_1 = \frac{\lambda - 1}{2}; \quad c_2 = \frac{\lambda + 1}{2}; \quad \lambda = \frac{h_0}{h_1}.$$

УДК 621.771

Л.С. Кохан, А.В. Алдунин

Московский государственный открытый университет им. В.С. Черномырдина

МИНИМИЗАЦИЯ УШИРЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ ТОНКОПОЛОСОВОГО МЕТАЛЛА

При прокатке тонких полос из различных сплавов уширение сопровождается значительными напряжениями растяжения на их боковых кромках [1]. Излишнее уширение приводит к появлению трещин в кромках и даже обрыву прокатываемых полос. Для узких полос, предназначенных для изготовления шинопроводов и гнутых профилей, потери металла при обрезке дефектных кромок достигают 5 – 10 %.

На сегодня имеются отдельные представления о зависимости уширения прокатываемых полос от относительного обжатия ε и отношения начальной ширины b_0 к длине дуги деформации l [2], отношения b_0 к начальной критической ширине $b_{0к}$, а также от величины заднего натяжения [1, 3].

Из теоретических исследований также известно, что суммарное уширение в геометрическом очаге деформации определяется соотношением протяженности зон отставания $l_{от}$ и опережения $l_{оп}$ (рис. 1). Обычно при

Полученную новую математическую модель можно использовать для оценки условий раскатки, соответствующих сверхпластическому состоянию деформируемого металла так, как это было сделано для процесса листовой прокатки в работе [7].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение микроструктуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – М.: Наука, 2002. – 438 с.
2. Кучеряев Б.В., Зиновьев А.В., Крахт В.Б. и др. // Производство проката 2001. № 7. С. 6 – 9.
3. Целиков А.И. // Металлургия. 1939. № 6. С. 61 – 76.
4. Кучеряев Б.В. Механика сплошных сред. Теоретические основы обработки давлением композитных металлов с задачами и решениями, примерами и упражнениями: Учеб. для вузов. – М.: МИСИС, 2006. – 604 с.
5. Лыков А.В. Теория теплопроводности. – М.: Высшая школа, 1967. – 600 с.
6. Кучеряев Б.В., Потапов И.Н. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1974. № 4. С. 78 – 81.
7. Кучеряев Б.В., Смирнов О.М., Тинигин Н.И. Математическое моделирование процесса прокатки сплава ЖС6-КП в состоянии сверхпластичности. Сб. «Теория и технология обработки металлов давлением» № 102. – М.: Металлургия, 1977. С. 44 – 48.

© 2012 г. Б.В. Кучеряев, П.Ю. Соколов,
Н.А. Ночовная, В.В. Кучеряев
Поступила 10 февраля 2012 г.

симметричном режиме натяжения величина уширения в зоне отставания больше, чем в зоне опережения [4].

Существенное влияние на деформационные и силовые параметры в очаге деформации при прокатке полос данного размерного сортамента оказывает положение нейтрального сечения, зависящее, прежде всего, от относительного обжатия, радиуса рабочих валков, коэффициента контактного трения, режима натяжения и коэффициента упрочнения обрабатываемого металла.

В данной работе в процессе теоретических исследований определяли коэффициент нейтрального сечения очага деформации [5]:

$$Z = \frac{h_0}{h_n} = \left[\frac{\sqrt{k^2 + \frac{(\xi_0 \cdot \delta - k)(\xi_1 \cdot \delta + k)}{(1 - \varepsilon)^\delta}} - k}{\delta \cdot \xi_0 - k} \right]^{1/6}, \quad (1)$$

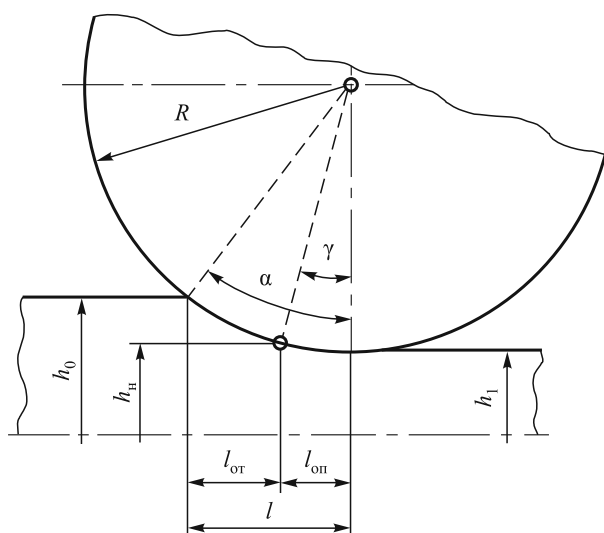


Рис. 1. Схема геометрического очага деформации

где h_0 , h_n – толщина полосы исходная и в нейтральном сечении; $\varepsilon = \frac{h_0 - h_1}{h_0}$ – относительное обжатие;

h_1 – толщина полосы после прокатки; $\delta = \frac{2f}{\alpha}$ – параметр прокатки; f – коэффициент контактного трения;

$\alpha = \sqrt{\frac{h_0 \varepsilon}{R}}$ – угол захвата; R – радиус рабочих валков;

$\xi_0 = 1 - \frac{\sigma_0}{\sigma_T}$, $\xi_1 = 1 - \frac{\sigma_1}{\sigma_T}$ – коэффициенты заднего и переднего натяжений полосы; σ_0 , σ_1 – заднее и переднее напряжения натяжения полосы; σ_T – предел текучести материала полосы;

$k = \frac{1 + (1 + \varepsilon)}{2}$ – коэффициент деформационного упрочнения обрабатываемого металла.

Тогда толщина полосы $h_n = h_0/Z$ и $h_1 = h_0(1 - \varepsilon)$.

Для зоны отстаивания относительная деформация

$\varepsilon_{от} = \frac{h_0 - h_n}{h_0}$ и относительное уширение

$$\varepsilon_{b,от} = \left[\sqrt{(1 + a_1)^2 + \frac{4\varepsilon_{от} a_1}{1 - \varepsilon_{от}}} - (1 + a_1) \right] 0,5, \quad (2)$$

где $a_1 = (1 - \varepsilon_{от}) \frac{h_0}{b_0}$.

И тогда абсолютное уширение в зоне отстаивания $\Delta b_{от} = \varepsilon_{b,от} b_0$.

В зоне опережения $\varepsilon_{оп} = \frac{h_n - h_1}{h_n}$ и относительная деформация уширения

$$\varepsilon_{b,оп} = \left[\sqrt{(1 + a_2)^2 + \frac{4\varepsilon_{оп} a_2}{1 - \varepsilon_2}} - (1 + a_2) \right] 0,5, \quad (3)$$

где $a_2 = (1 - \varepsilon_{оп}) \frac{h_n}{b_0 + \Delta b_1}$.

Абсолютное уширение в зоне опережения $\Delta b_{оп} = \varepsilon_{b,оп} (b_0 + \Delta b_1)$.

Общее уширение $\Delta b = \Delta b_{от} + \Delta b_{оп}$, откуда результирующее относительное уширение $\varepsilon_b = \Delta b / b_0$.

Известно, что относительное уширение широких полос ничтожно мало.

По данной методике были выполнены расчеты и проведены исследования уширения при холодной прокатке узких полос для исходных данных: начальная толщина полос $h_0 = 1 - 5$ мм; ширина полос $b_0 = 20 - 500$ мм; радиус рабочих валков $R = 150$ мм; относительное обжатие $\varepsilon = 0,25$; коэффициент контактного трения $f = 0,2$; коэффициенты натяжения $\xi_0 = \xi_1 = 0,9$.

Анализ результатов расчета показал, что при изменении толщины h_0 с 5 до 1 мм для полос шириной $b_0 = 20$ мм относительное уширение ε_b уменьшается с 5,10 до 1,19 %, а для $b_0 = 500$ мм ε_b изменяется от 0,25 до 0,05 %.

По расчетным данным получена графическая зависимость относительного уширения ε_b от начальных размеров полос h_0 и b_0 (рис. 2).

Подобные расчеты были выполнены с варьированием диаметра рабочих валков D . При этом длина зоны опережения (см. рис. 1)

$$l_{оп} = R \sin \gamma, \quad (4)$$

где $\gamma = \arccos \left(1 - \frac{h_n - h_1}{D} \right)$.

Тогда протяженность зоны отстаивания будет $l_{от} = l - l_{оп}$, где $l = \sqrt{h_0 \varepsilon R}$ – длина дуги деформации без учета упругой деформации валков.

По результатам расчетов (табл. 1) установлено, что с уменьшением диаметра валков от 600 до 100 мм при одном и том же относительном обжатии $\varepsilon = 0,25$ величина коэффициента нейтрального сечения Z увеличивается

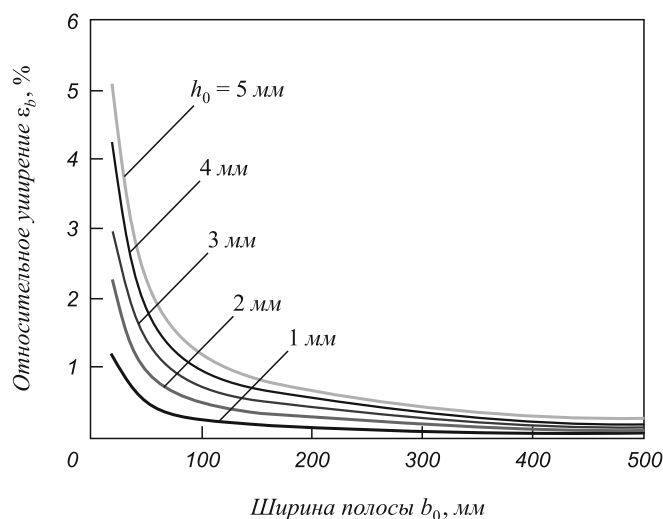


Рис. 2. Зависимость относительного уширения ε_b при холодной прокатке полос с относительным обжатием $\varepsilon = 0,25$ от их толщины h_0 и ширины b_0 ($R = 150$ мм, $f = 0,2$, $\xi_0 = \xi_1 = 0,9$)

Таблица 1

Зависимость уширения полосы ($h_0 = 4$ мм, $b_0 = 40$ мм) при холодной прокатке ($\varepsilon = 0,25, f = 0,2$) от диаметра рабочих валков с симметричным натяжением ($\xi_0 = \xi_1 = 0,9$)

Диаметр валков D , мм	Z	l , мм	$l_{оп}$, мм	$l_{оп}/l$	b_0/l	Δb , мм	$\Delta b_{оп}$, мм	$\Delta b_{оп}/\Delta b$
600	1,1740	17,32	11,34	0,6547	2,309	0,9156	0,3760	0,4107
400	1,1804	14,14	8,72	0,6167	2,828	0,9154	0,3590	0,3922
300	1,1860	12,25	7,41	0,6049	3,266	0,9153	0,3444	0,3763
200	1,1956	10,00	6,81	0,5810	4,000	0,9152	0,3194	0,3490
100	1,2186	7,07	3,74	0,5290	5,657	0,9144	0,2612	0,2857

от 1,1740 до 1,2186 (на 3,8 %) и относительная длина зоны опережения $l_{оп}/l$ уменьшается от 0,6547 до 0,5290 (на 19,2 %), что способствует увеличению уширения. При этом отмечается уменьшение отношения $\Delta b_{оп}/\Delta b$ с 0,4107 до 0,2857. Увеличение же значения параметра b_0/l , ответственного за соотношение деформации удлинения и уширения, с 2,309 до 5,657 (на 145,0 %) способствует уменьшению уширения. Воздействие параметра b_0/l является преобладающим и в итоге с уменьшением D от 600 до 100 мм уширение несколько уменьшается (с 0,916 до 0,914 мм).

Были проведены также аналогичные теоретические исследования влияния режима натяжения прокатываемой полосы на ее уширение и среднее относительное нормальное напряжение в очаге деформации. Рассматривали режимы прокатки с вариантами заднего, симметричного и переднего натяжений.

Предельную величину коэффициента заднего натяжения прокатываемой полосы при отсутствии переднего натяжения, когда $\xi_1 = 1,0$, $h_n = h_1$ и зона опережения отсутствует, определяли по уравнению [6]

$$\xi_{0np} = \left(1 - \frac{k}{\delta}\right)(1 - \varepsilon)^\delta + \frac{k}{\delta}. \quad (5)$$

Предельное значение коэффициента переднего натяжения, когда $\xi_1 = 1,0$, $h_n = h_0$ и зона отставания отсутствует, определяли по формуле [5]

$$\xi_{1np} = \frac{(\xi_0 \delta + k) \left[1 - \varepsilon(1 - \varepsilon)^\delta\right] - k}{\delta}. \quad (6)$$

Для всех вариантов вычисляли также среднее относительное нормальное напряжение в очаге деформации [5]:

$$\bar{\sigma}_{cp} = \left(\xi_0 - \frac{k}{\delta}\right) \frac{(Z^{\delta-1} - 1)}{\varepsilon(\delta - 1)} + \frac{\left(\xi_1 + \frac{k}{\delta}\right) \left\{ \frac{1 - \varepsilon}{[Z(1 - \varepsilon)]^{\delta+1}} - 1 \right\}}{\varepsilon(1 - \varepsilon)(\delta + 1)} + \frac{k}{\delta \varepsilon} \left(2 - \frac{2}{Z} - \varepsilon\right). \quad (7)$$

В табл. 2 приведены полученные результаты для условий холодной прокатки: толщина полосы $h_0 = 3$ мм, ширина $b_0 = 40$ мм, относительное обжатие $\varepsilon = 0,25$, радиус валков $R = 150$ мм, коэффициент контактного трения $f = 0,2$, длина дуги деформации $l = 10,61$ мм.

При изменении режима натяжения полосы от несимметричного предельно заднего ($\xi_{0,np} = 0,35625$, $\xi_1 = 1,0$) на симметричное ($\xi_0 = 0,9$, $\xi_1 = 0,9$) и затем до предельно несимметричного переднего ($\xi_0 = 1,0$, $\xi_{1,np} = 0,03664$) коэффициент нейтрального сечения Z уменьшается от 1,3333 (когда $h_n = h_1$), до 1 (когда $h_n = h_0$). При этом относительная длина зоны опережения $l_{оп}/l$ очага деформации изменяется от 0 до 1.

Максимальное абсолютное уширение $\Delta b_{max} = 0,70132$ мм получается при переднем натяжении с коэффициентами $\xi_0 = 1,0$ и $\xi_1 = 0,7$, причем $l_{оп}/l \approx 0,7$ и $\Delta b_{оп} \approx \Delta b_{от}$. Минимальное уширение $\Delta b_{min} = 0,69851$ мм достигается как при предельном коэффициенте заднего $\xi_{0,np} = 0,35625$, так и переднего $\xi_{1,np} = 0,03664$ натяжения. В интервале режимов с задним натяжением зависимость среднего относительного нормального напряжения $\bar{\sigma}_{cp}$ от ξ_1/ξ_0 имеет локальный максимум $\bar{\sigma}_{cp} = 3,9563$ при $\xi_1/\xi_0 = 1,1111$. В этом интервале за счет натяжения среднее относительное нормальное напряжение понижается до минимального уровня 3,2864 (на 16,9 %) и усредненное в интервале значение $\bar{\sigma}_{cp}$ составляет 3,6904. В области режимов с передним натяжением также имеется локальный максимум $\bar{\sigma}_{cp} = 3,8491$ при $\xi_1/\xi_0 = 0,8$ и за счет натяжения достигается минимальное значение $\bar{\sigma}_{cp} = 1,7455$ (понижение на 54,7 %), в данной области его усредненная величина равна 2,9577.

Итак, прокатка с передним натяжением при отсутствии зоны отставания позволяет не только минимизировать уширение, но и значительно снижать среднее относительное нормальное напряжение в очаге деформации.

В табл. 3 для сравнения приведены результаты расчета величины абсолютного уширения Δb полосы ($h_0 = 3$ мм, $b_0 = 40$ мм) для $\varepsilon = 0,10 - 0,25$ при холодной прокатке с симметричным и предельным передним натяжением (при отсутствии зоны отставания).

Таблица 2

Влияние режима натяжения на параметры процесса холодной прокатки полосы
($h_0 = 3$ мм, $b_0 = 40$ мм, $R = 150$ мм, $\varepsilon = 0,25$, $f = 0,2$, $l = 10,61$ мм)

Режим натяжения	ξ_1/ξ_0	Z	$l_{оп}$, мм	$l_{оп}/l$	$\Delta b_{оп}$, мм	Δb , мм	$\Delta b_{оп}/\Delta b$	$\bar{\sigma}_{ср}$
С задним натяжением								
$\xi_{0,пр} = 0,35625$, $\xi_1 = 1,0$	2,8070	1,3333	0	0	0	0,69851	0	3,2864
$\xi_0 = 0,5$, $\xi_1 = 1,0$	2,0000	1,2714	4,50	0,4241	0,1036	0,69992	0,1480	3,5586
$\xi_0 = 0,7$, $\xi_1 = 1,0$	1,4286	1,2225	5,63	0,5306	0,1924	0,70075	0,2746	3,7963
$\xi_0 = 0,8$, $\xi_1 = 1,0$	1,2500	1,2051	6,11	0,5759	0,2257	0,70096	0,3220	3,8546
$\xi_0 = 0,9$, $\xi_1 = 1,0$	1,1111	1,1904	6,33	0,5966	0,2544	0,70111	0,3629	3,9563
С симметричным натяжением								
$\xi_0 = 0,9$, $\xi_1 = 0,9$	1,0	1,1804	6,54	0,6164	0,1744	0,70119	0,3913	3,6621
С передним натяжением								
$\xi_0 = 1,0$, $\xi_1 = 0,9$	0,9	1,1679	6,84	0,6447	0,2998	0,70126	0,4275	3,7163
$\xi_0 = 1,0$, $\xi_1 = 0,8$	0,8	1,1571	7,16	0,6748	0,3221	0,70130	0,4593	3,8491
$\xi_0 = 1,0$, $\xi_1 = 0,7$	0,7	1,1453	7,55	0,7116	0,3470	0,70132	0,4948	3,0900
$\xi_0 = 1,0$, $\xi_1 = 0,6$	0,6	1,1322	7,67	0,7229	0,3753	0,70131	0,5351	2,8094
$\xi_0 = 1,0$, $\xi_1 = 0,5$	0,5	1,1174	8,07	0,7606	0,4079	0,70125	0,5817	2,5358
$\xi_0 = 1,0$, $\xi_{1,пр} = 0,03664$	0,0366	1,0000	10,61	1,0000	0,6985	0,69851	1,0000	1,7455

Таблица 3

Уширение Δb при прокатке полосы
($h_0 = 5$ мм, $b_0 = 40$ мм, $R = 150$ мм, $f = 0,2$), мм

Относительное обжатие ε			
0,10	0,15	0,20	0,25
С симметричным натяжением ($\xi_0 = \xi_1 = 0,9$)			
0,4460	0,6702	0,8952	1,1208
С предельным передним натяжением ($h_n = h_0$)			
0,4450	0,6679	0,8910	1,1145

Из приведенных результатов видно, что при увеличении относительного обжатия ε от 0,10 до 0,25 влияние предельного переднего натяжения на уширение становится достаточно ощутимым: при $\varepsilon = 0,10$ величина Δb уменьшается с 0,446 до 0,445 мм, а при $\varepsilon = 0,25$ – с 1,121 до 1,114 мм.

С использованием формулы (6) были рассчитаны необходимые предельные величины коэффициента переднего натяжения $\xi_{1,пр}$ полос толщиной $h_0 = 1 - 5$ мм из условия отсутствия зоны отставания при прокатке с относительными обжатиями $\varepsilon = 0,10 - 0,25$. При этом рассматривали варианты с полным отсутствием ($\xi_0 = 1,0$) и наличием небольшого ($\xi_0 = 0,9$) заднего напряжения натяжения.

Как показали результаты расчетов (табл. 4), при прокатке полосы толщиной $h_0 = 5$ мм без заднего натяжения с увеличением ε от 0,10 до 0,25 необходимая вели-

чина $\xi_{1,пр}$ уменьшается с 0,4034 до 0,0995. Прокатка с $\xi_{1,пр} = 1,0$ полосы толщиной $h_0 = 2$ мм возможна лишь с обжатиями $\varepsilon \leq 0,2$, для чего необходимо значение $\xi_{1,пр} \geq 0,0608$, а полосы толщиной $h_0 = 1$ мм – лишь с обжатиями $\varepsilon \leq 0,15$ при $\xi_{1,пр} \geq 0,0538$. В случае создания небольшого заднего натяжения ($\xi_0 = 0,9$) для поддержания условия отсутствия зоны отставания при $h_0 = 1 - 5$ мм и $\varepsilon = 0,10 - 0,25$ необходимо уменьшение $\xi_{1,пр}$ на 12 – 54 %. Однако прокатка с $\xi_{1,пр} < 0,05$, когда точность задания величины напряжения натяжения ограничена и напряжение распределено неравномерно по ширине прокатываемой полосы, создает риск утяжки металла.

Предлагается следующий критерий оптимальности процесса прокатки тонких узких полос, позволяющий минимизировать уширение при одновременном снижении среднего относительного нормального напряжения:

$$K_{опт} = \Delta b \bar{\sigma}_{ср} = \min. \quad (8)$$

С использованием значений Δb и $\bar{\sigma}_{ср}$ (см. табл. 2) по результатам расчетов была получена графическая зависимость произведения $\Delta b \bar{\sigma}_{ср}$ от отношения $l_{оп}/l$ (рис. 3).

Из рис. 3 видно, что для рассмотренной задачи холодной прокатки полосы с натяжением оптимальное значение критерия оптимальности $K_{опт} = \Delta b \bar{\sigma}_{ср} = 1,22$ соответствует режиму с предельным передним натяжением, когда зона отставания отсутствует.

Выводы. Проведенные исследования показали, что единственным способом минимизации уширения и силовых параметров при холодной прокатке тонкополо-

Таблица 4

Необходимая предельная величина коэффициента переднего натяжения $\xi_{1,пр}$ при холодной прокатке полос из условия отсутствия зоны отставания ($R = 150$ мм, $f = 0,2$)

$\varepsilon = 0,10$		$\varepsilon = 0,15$		$\varepsilon = 0,20$		$\varepsilon = 0,25$	
$\xi_0 = 1,0$	$\xi_0 = 0,9$	$\xi_0 = 1,0$	$\xi_0 = 0,9$	$\xi_0 = 1,0$	$\xi_0 = 0,9$	$\xi_0 = 1,0$	$\xi_0 = 0,9$
$h_0 = 1$ мм							
0,1419	0,1199	0,0539	0,0411	–	–	–	–
$h_0 = 2$ мм							
0,2497	0,2182	0,1416	0,1183	0,0608	0,0430	–	–
$h_0 = 3$ мм							
0,3181	0,2791	0,2029	0,1724	0,1123	0,0879	0,0366	0,0170
$h_0 = 4$ мм							
0,3665	0,3215	0,2486	0,2128	0,1529	0,1234	0,0708	0,0463
$h_0 = 5$ мм							
0,4034	0,3552	0,2845	0,2446	0,1859	0,1524	0,0995	0,0712

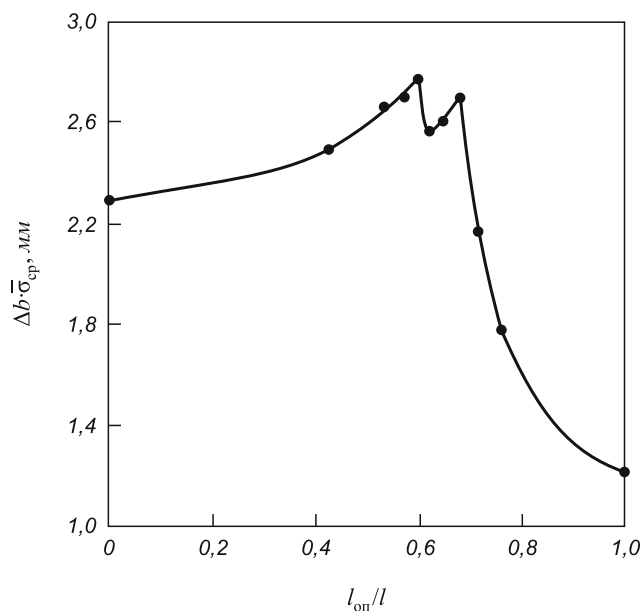


Рис. 3. Иллюстрация к определению значения критерия оптимальности процесса холодной прокатки тонкой полосы

сового металла является воздействием предельным передним натяжением на очаг деформации при отсутствии зоны отставания.

Предложенный критерий оптимальности процесса прокатки тонких полос позволяет минимизировать уширение при одновременном снижении среднего относительного нормального напряжения в очаге деформации.

При выборе режима прокатки следует обеспечивать величину предельного значения коэффициента переднего натяжения $\xi_{1,пр} > 0,05$ для обеспечения гарантии отсутствия утяжки прокатываемой полосы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теория прокатки: Справочник / Целиков А.И., Томленов А.Д., Зюзин В.И. и др. – М.: Металлургия, 1982. – 335 с.
2. Целиков А.И., Гришков А.И. Теория прокатки. – М.: Металлургия, 1970. – 358 с.
3. Полушин В.П. Математическое моделирование и расчет на ЭВМ листовых прокатных станов. – М.: Металлургия, 1972. – 512 с.
4. Лукашкин Н.Д., Кохан Л.С. Обработка металлов давлением. – М.: МГВМИ, 2006. – 424 с.
5. Листовая прокатка металлов и заготовок из металлических порошков / Л.С. Кохан, И.Г. Роберов, А.В. Алдунин, К.А. Гостев – М.: МГВМИ, 2008. – 224 с.
6. Шаталов Р.Л., Кохан Л.С., Карпов С.А. // Производство проката. 2007. № 6. С. 10 – 15.

© 2012 г. Л.С. Кохан, А.В. Алдунин
Поступила 6 апреля 2012 г.

*В.М. Фарбер¹, И.Ю. Пышминцев², А.Б. Арабей³, В.А. Хотинов¹,
Н.В. Лежнин¹, А.М. Мальцева²*

¹ Уральский федеральный университет

² Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности

³ ОАО «Газпром»

МОДЕЛЬ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РОСТА РАСЩЕПЛЕНИЙ

Перечислим вытекающие из экспериментальных данных основные моменты, которые должны быть положены в основу модели возникновения и роста расщеплений. Это позволит объяснить их влияние на трещиностойкость сварных труб из малоуглеродистых низколегированных сталей с феррито-бейнитной (мартенситной) структурой.

Установлено [1 – 5], что образование расщеплений (РЩ) в высокочистых трубных сталях практически не связано с неметаллическими включениями, так как их количество на поверхности РЩ мало и они весьма дисперсны (~20 нм). Они возникают в листах, полученных контролируемой прокаткой с температурой окончания деформации ниже температуры рекристаллизации горячеплавленного аустенита или даже ниже Ac_3 , т.е. в двухфазной $\gamma + \alpha$ области. Эксперименты показали полное отсутствие расщеплений в образцах тех же сталей после повторной аустенитизации и неполной закалки на ту же структуру. Это свидетельствует, что низкотемпературная горячая деформация вносит в лист определенные дефекты на мезоуровне, которые трансформируются в очаговые трещины – расщепления, являющиеся также дефектами на мезоуровне, а впоследствии и на макроуровне.

В образцах, вырезанных из труб, расщепления возникают при всех видах механических испытаний: растяжении и ударном изгибе, испытании падающим грузом и на статическую трещиностойкость, а, главное, в стенке трубы после натурных (полигонных) испытаний [2, 6, 7]. Общим для таких испытаний с различными схемами и скоростями нагружения является то, что разрушение (зарождение и распространение магистральной трещины) происходит в области с трехмерным (объемным) напряженным состоянием, испытавшей интенсивную пластическую деформацию. Это характерно исключительно для высокопластичных сталей, у которых в окрестностях магистральной трещины возникает значительная по размеру и степени искажения кристаллической решетки (плотности дислокаций) пластическая зона [8, 9]. На поверхности изломов образцов тех же сталей, разрушившихся еще до достижения больших пластических деформаций, расщепления от-

сутствуют. Следовательно РЩ, как и другие очаговые трещины, возникают в объемно напряженной области, окружающей магистральную трещину, где возникает большая пластическая деформация и, соответственно, большой уровень напряжений, направленных против упругих напряжений, вызывающих распространение магистральной трещины.

Раскрытие трещин происходит под действием растягивающих упругих напряжений, перпендикулярных к плоскости ее распространения. Так как РЩ залегают близко параллельно поверхности листа и вытянуты вдоль направления прокатки, то за их возникновение ответственна растягивающая компонента напряжений σ_z , нормальная к поверхности листа (вдоль z -направления). Следовательно, наличие растягивающей компоненты σ_z в объемно напряженной области является одним из основных условий образования расщеплений (рис. 1, z).

В образце Шарпи такая область с максимальной σ_z формируется в середине волокнистой зоны L_b [1], в образце на растяжение – в центре имеющей эллипсоидное сечение шейки, где и возникают первые наиболее крупные расщепления. При этом σ_z должна превышать некоторую критическую величину ($\sigma_z > \sigma_z^{кр}$).

Образование трещины приводит к радикальному перераспределению упругих напряжений и их релаксации [8]. Поскольку РЩ – это в первую очередь «реакция» на действие σ_z , то возникновение РЩ приводит к глубокой релаксации этой компоненты поля напряжений (в определенной степени и других ее составляющих) и образованию релаксированной зоны вокруг каждой такой очаговой трещины (рис. 1, $b - z$). Чем больше РЩ, тем больше размер релаксационной зоны и более глубокое снятие упругих напряжений в ней. Можно ожидать, как показано на (рис. 1, $b, в$), контакта релаксированных зон и даже их перекрытия.

В результате при движении в направлении, перпендикулярном плоскости залегания РЩ, от середины (центра) излома образца Шарпи к периферии происходит осцилляция σ_z с постепенным ее угасанием к краю зоны L_b , граничащей с губами среза (рис. 1, z). В областях между расщеплениями, где σ_z приближается к

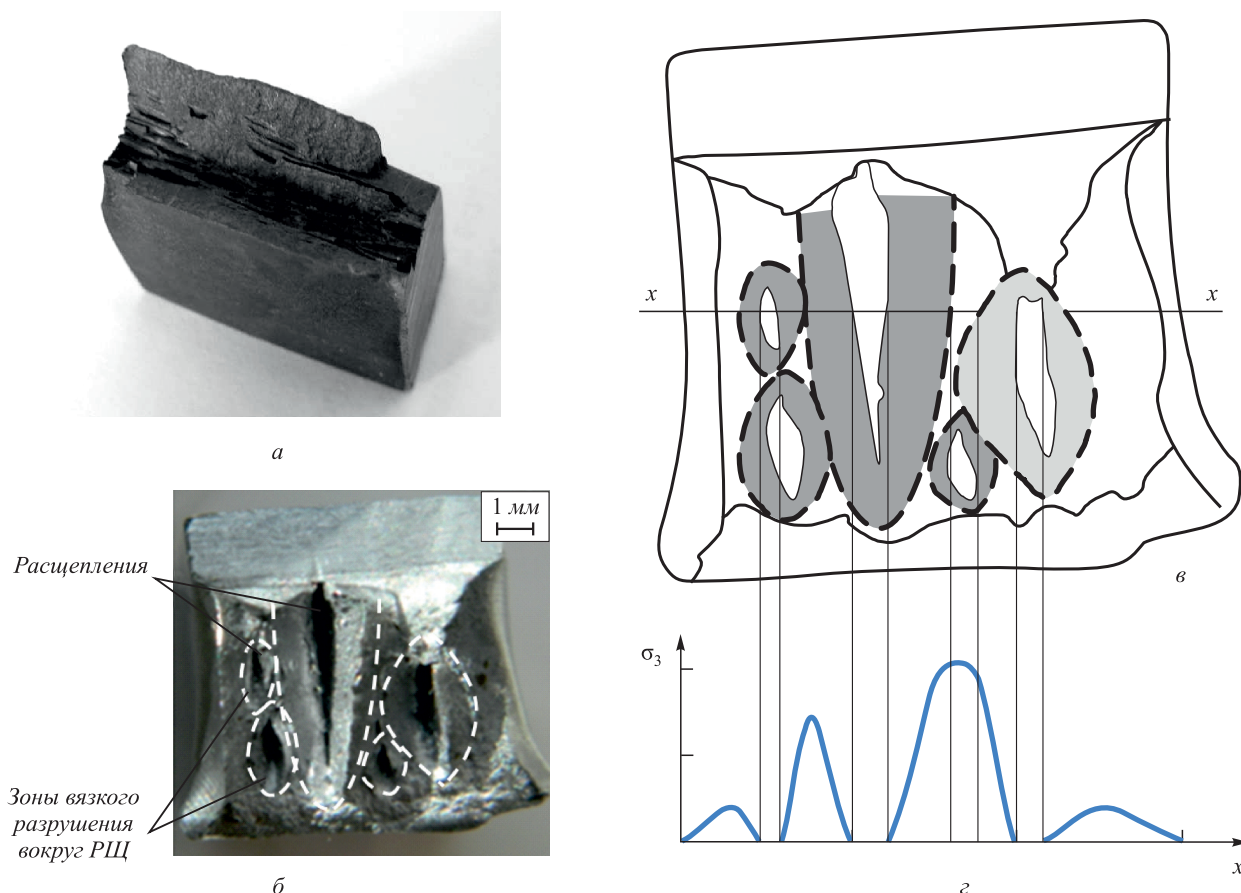


Рис. 1. Расщепления на поверхности разрушения:

a – в стенке трубы после полигонных испытаний (в уменьшенном масштабе); *б* – в образце Шарпи после испытаний на ударный изгиб; *в* – схема РЩ и зон релаксации компоненты σ_3 (вязкого разрушения) вокруг них; *г* – схема распределения компоненты напряжений σ_3 в сечении *x-x* образца Шарпи

нулю, формируется плосконапряженное состояние, характерное для зон, где наблюдается чашечный рельеф (губ среза, долома и др.). В этом плане РЩ способствует сохранению макровязкого разрушения металла.

С общих позиций можно выделить три основных механизма релаксации напряжений в нагруженном теле [10]:

- дислокационная релаксация (ДР), реализующаяся путем генерирования и движения решеточных дислокаций;
- дислокационно-границная релаксация (ДГрР), связанная с возникновением деформационных большеугловых границ (БУГр) при трансляционно-ротационном перемещении слоев в ходе интенсивной пластической деформации;
- трещинообразование, состоящее из зарождения и роста очаговых трещин и магистральной трещины.

При «включении» в ходе пластической деформации последующего механизма релаксации предыдущие механизмы продолжают развиваться. Они контролируют начало действия нового механизма, его интенсивность и масштаб.

Поскольку трещиностойкость – это способность материала сопротивляться возникновению и распростра-

нению трещин, то она определяется глубиной дислокационной и дислокационно-границной релаксаций. Так, вязкое разрушение сопровождается значительной пластической деформацией – продуктом ДР и ДГрР, протекающих как до момента образования трещин (предыстория материала), так и в процессе их возникновения и распространения.

Следовательно трещиностойкость, как и другие релаксационные процессы в металле, контролируется поведением дислокаций, которое будем характеризовать параметром маневренности дислокации (M_d). Величина M_d определяется напряжением трения (напряжением, необходимым для движения дислокации в бездефектном кристалле), легкостью переползания и поперечного скольжения, прочностью дислокационных узлов, т.е. факторами, определяющими подвижность дислокаций [11], а так же факторами упрочнения, препятствующими движению дислокаций: твердорастворное, дисперсионное, дислокационное [12] и, наконец, схемой напряженного состояния нагруженного тела или отдельных его частей [8].

Дислокации в феррите обладают высокой M_d , которая заметно возрастает при легировании стали большим количеством $[\geq 1,5 \text{ \% (по массе)}]$ Mn [12], что

обеспечивает высокую пластичность (способность деформироваться без разрушения) рассматриваемых феррито-бейнитных (мартенситных) сталей. Охрупчивание сравнительно небольшим твердорастворным упрочнением, дозированным дислокационным упрочнением (преимущественно в бейнитных/мартенситных кристаллах) и дисперсионным твердением, связанным с выделением карбонитридов V–Nb и ϵ -фазы (чистой меди), перекрывается благоприятным влиянием сверхмелкого зерна. Измельчение зерна феррита – единственный среди упрочняющих факторов, который способствует повышению пластичности [13] и, следовательно, трещиностойкости, поскольку границы зерен, испуская или поглощая решеточные дислокации, способны релаксировать напряжения.

Трещинообразование, являющееся одним из релаксационных процессов, контролируется в первую очередь M_d , и градиция сталей по трещиностойкости во многом определяется различием в них M_d через глубину проявления релаксационных процессов, так как снятие упругих напряжений уменьшает движущую силу возникновения и распространения трещин.

Через M_d трещиностойкость зависит от температуры и скорости деформации. Термическая активация помогает дислокациям преодолевать препятствия, а снижение температуры, как и увеличение скорости деформации, приводит к резкому подъему напряжения трения. Так, увеличение скорости на порядок эквивалентно понижению температуры на $\sim 15^\circ\text{C}$ [8]. В то же время испытание на ударную вязкость, при котором боек, падающий с высоты 2 м, разрушает стальной образец, является по существу статическим испытанием, поскольку в образце до наступления течения может пройти несколько упругих волн со скоростью распространения ~ 5000 м/с [8].

На поверхности вязкого излома можно выделить зоны преимущественного действия каждого из релаксационных механизмов. Это проявляется при нагружении с различными скоростями и любой схемой напряженного состояния, поскольку вязкий излом вскрывает структуру – итог релаксационных процессов, которая имеется в данной области материала в момент прохождения магистральной трещины. Уместно проиллюстрировать данное положение на примере поверхности разрушения образцов Шарпи, различные зоны которых обсуждались ранее [1].

В уникальной сдвиговой зоне L_c , формирующейся только в высоковязких сталях с максимально высокой M_d , возникает однородный вязкий рельеф в результате, очевидно, трансформации дислокационных ячеек (диаметром ~ 1 мкм) в ямки того же размера на поверхности излома. Крайне высокая M_d в этой зоне связана не только с природой металла – высокой подвижностью дислокаций в марганцовистом феррите, но и с проявлением плосконапряженного состояния [8, 9] (движение дислокаций происходит под действием касательных

напряжений $\tau = (\sigma_1 + \sigma_2)/2$, где σ_1 и σ_2 – нормальные напряжения), что, благодаря широкому масштабу дислокационной релаксации, требует максимально больших энергетических затрат на перемещение магистральной трещины.

Справедливость данных заключений можно подтвердить сопоставлением зоны L_c с зонами утяжки (λ) и долома (L_d), в которых поверхность разрушения имеет аналогичный характер. В зонах λ и L_d даже в сталях с низкой вязкостью, вследствие близости поверхности образца, всегда формируется плосконапряженное состояние и имеется высокая концентрация свободных вакансий, облегчающих переползание дислокаций и разрыв их узлов. Таким образом, в зонах λ и L_d имеет место большой масштаб дислокационной релаксации из-за высокой M_d , но это обусловлено действием инструментальных факторов, а не свойствами кристаллической решетки металла.

С понижением температуры испытания $T_{исп}$ (снижением M_d) размер зоны L_c уменьшается [1]. По мере продвижения магистральной трещины в зоне L_c происходит постепенное возрастание плотности дислокаций (степени деформации) в окружающей ее пластической области. Это приводит к повышению внутренних напряжений в разрушающемся теле, так как дислокационная релаксация, как кинетический процесс, все больше отстает от роста напряжений от приложенной нагрузки. При этом M_d постепенно падает: дислокациям все более сложно перемещаться в условиях повышающихся плотности дислокаций и внутренних напряжений. Начиная с определенного момента (сочетания критических значений M_d и внутренних напряжений), зона L_c сменяется волокнистой зоной L_v . В изученных трубных сталях в высоковязком состоянии ($KCV \approx 350$ Дж/см²) наибольший размер L_c/B (B – толщина образца в месте надреза) составляет 45 %, а уменьшение величины L_c/B пропорционально снижению уровня KCV [16].

Можно полагать существование связи между волокнистым строением излома и полосовой структурой, образующейся в листах при слоевом течении металла в ходе интенсивной пластической деформации. В такой структуре полосы деформации, сброса, как и переходные полосы, разделены большеугловыми границами (БУГр) деформационного происхождения (рис. 2), которые, вероятно, становятся поверхностями раздела волокон в изломе. Возникновение БУГр (дисклинаций), являющихся мощными концентраторами напряжений [11, 14], радикально меняет напряженное состояние от плоского к объемному благодаря появлению поперечной компоненты (σ_3), перпендикулярной к плоскости залегания БУГр (поверхности листа). Теперь пластическое течение металла реализуется не только путем движения решеточных дислокаций, но и трансляционно-ротационным смещением слоев по БУГр при перемещении в них зернограницных дислокаций [11, 14]. Дислокационный механизм релаксации напряжений

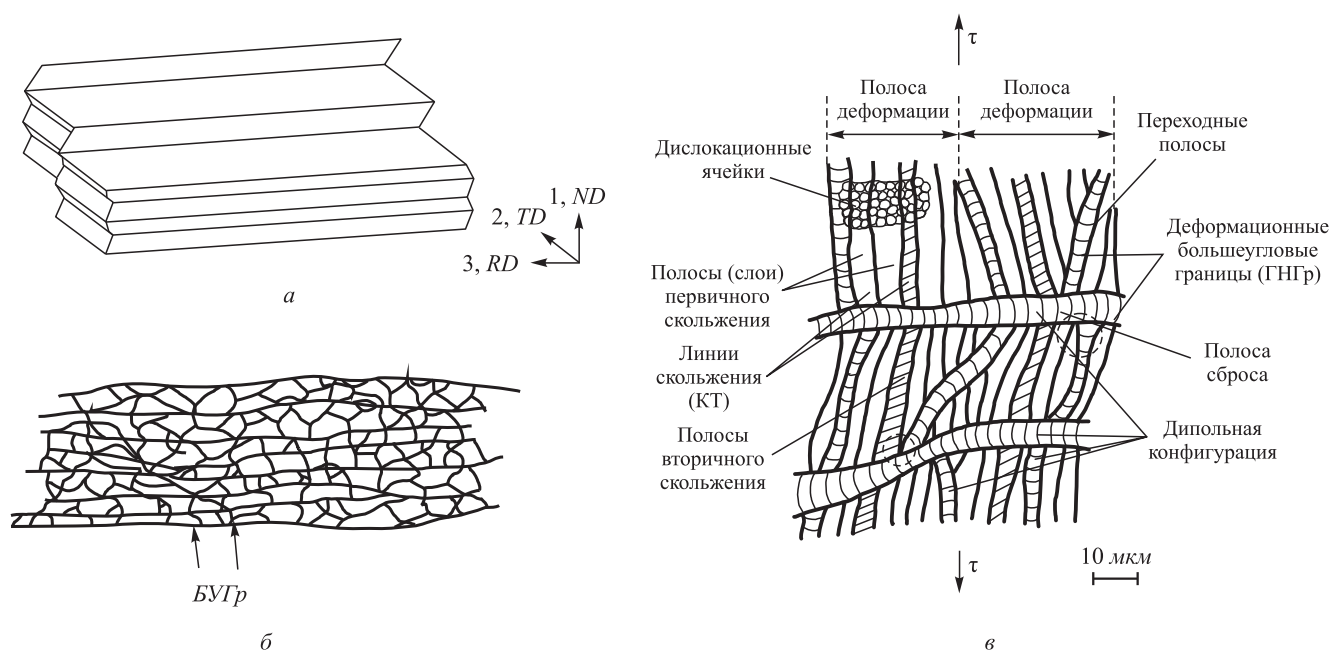


Рис. 2 Схема полосовой структуры в интенсивно деформированном металле:
а – [19], б – [20], в – [15]

меняется на более эффективный дислокационно-границный, скорость и масштаб действия которого также, как и дислокационного, ограничен кинетическими параметрами [10].

Дислокационно-границный механизм релаксации благодаря высокой подвижности зернограницных дислокаций обеспечивает вязкое разрушение конструкционных сталей и, как таковой, не может отвечать за появление расщеплений в волокнистой зоне излома металла сварных труб. Об этом же свидетельствует отсутствие расщеплений в образцах, вырезанных из тех же труб и имеющих подобную феррито-бейнитную (мартенситную) структуру после повторной аустенитизации и закалки.

Следовательно, причина появления расщеплений в стенке труб, разрушенных при натурных испытаниях, а так же в вырезанных из них образцах после испытаний

механических свойств по различным методикам состоит в особенностях структуры, сформированной в стали в результате контролируемой прокатки листа и ускоренного охлаждения.

Окончание горячей деформации листа при температуре ниже температуры рекристаллизации аустенита приводит к формированию вытянутых вдоль направления прокатки полос из зерен феррита, бейнита (мартенсита), разделенных границами бывших аустенитных зерен и/или большеугловыми границами деформационного происхождения (↑ на рис. 3). При охлаждении горячекатаного листа со скоростью $V_{\text{охл}} \approx 20 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ в интервале температур $600 - 400 \text{ } ^\circ\text{C}$ в объеме зерна успевают выделиться частицы карбонитридов V-Nb и ϵ -фазы (если сталь легирована медью) [16]. Несомненно, в диапазоне более высоких температур ($600 - 700 \text{ } ^\circ\text{C}$) частицы тех же фаз выделяются по большеугловым границам [17].

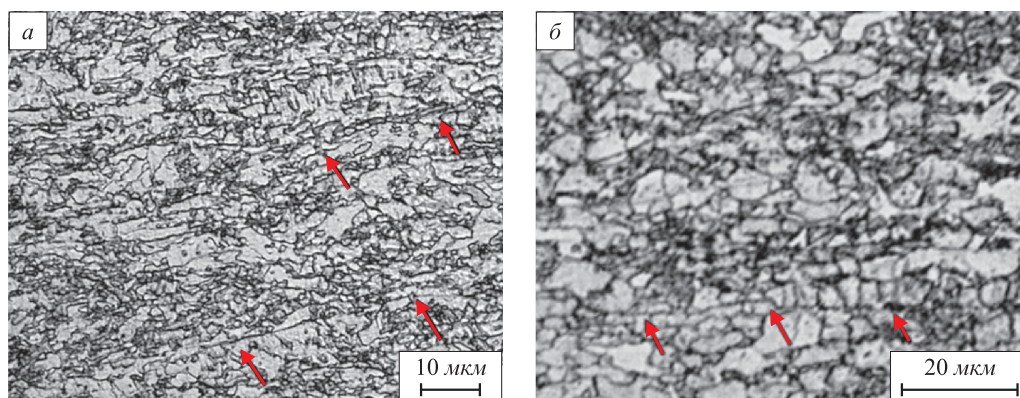


Рис. 3. Микроструктура основного металла трубы из стали типа 07Г2СБТД (↑ – протяженные границы, ориентированные вдоль направления прокатки листа)

Следовательно, в изученных сталях в состоянии трубы границы бывших аустенитных зерен и БУГр деформационного происхождения декорированы выделениями дисперсных фаз и атомами углерода (азота), которые не успели выделиться при ускоренном охлаждении листа. При слоевом пластическом течении металла в ходе распространения магистральной трещины в зоне L_b исходные («старые») БУГр, в которых закрепленные зернограницные дислокации (ЗГД) неподвижны, не способны к глубокой релаксации напряжений. Они становятся концентраторами напряжений значительно более мощными, чем новые БУГр, возникающие в пластической области магистральной трещины, так как вследствие неподвижности в них ЗГД не способны трансформировать поступающие в них решеточные дислокации. Переполнение «старых» БУГр решеточными дислокациями приводит, благодаря разрыву многих межатомных связей, к их ослаблению, и под действием растягивающей компоненты σ_3 , перпендикулярной к плоскости залегания границ (поверхности листа), они расщепляются.

Анализ расположения расщеплений и их эволюции показывает, что первые зародышевые трещины (зародыши РЩ) размером ≥ 1 мкм имеют округлую или эллипсовидную форму и сглаженные концы, что свидетельствует о значительной диффузионной компоненте механизма их возникновения (рис. 4, а). Они располагаются в виде строчек на поверхности волокон и растут в длину путем разрыва перемычек (вероятно, со значительной компонентой отрыва) вдоль исходного «старого» БУГр при стоке (оттоке) на эти участки из окружающих объемов решеточных дислокаций. Это обуславливает рост расщепления в глубину и ширину, постепенное превращение в очаговые трещины с острыми вершинами и сильную пластическую деформацию в его окрестностях (дислокационную релаксацию напряжений). Сильная пластическая деформация металла, окружающего РЩ, проявляется в виде искривления слоев, примыкающих к его боковым поверхностям (рис. 4, б). Поверхности раздела слоев, обогащенных бейнитом (мартенситом) или ферритом, являются предпочтительными местами для роста РЩ (рис. 4, б), поскольку из-за несовместимости их течения здесь концентрируются наибольшие напряжения. Очевидно, такой быстрый рост РЩ в сталях с неоднородным распределением упрочняющей фазы в виде отдельных слоев является основной причиной их пониженной трещиностойкости.

Установлено [5], что участки стенок РЩ, примыкающие к поверхности излома, имеют вязкий (чашечный) рельеф, тогда как вблизи дна РЩ имеют хрупкий излом. Так проявляется неразрывная связь всех механизмов релаксации напряжений: дислокационного, дислокационно-границного и трещинообразования.

Возникновение в окрестностях РЩ областей вязкого разрушения способствует сохранению до более низких

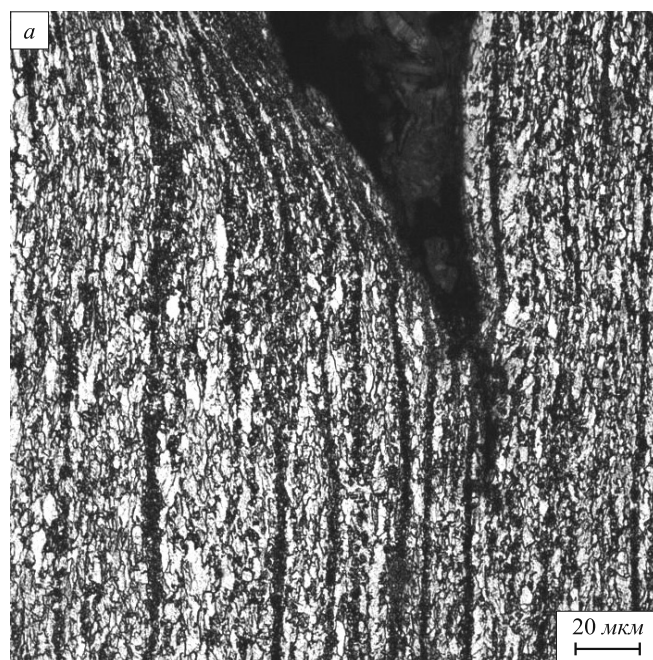
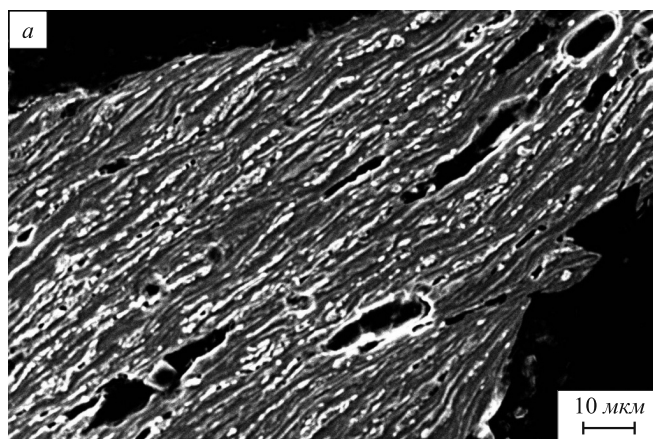


Рис. 4. Микроструктура основного металла вблизи поверхности разрушения стенки трубы из стали 06Г2МБ:
а – растровая электронная микроскопия; б – металлография

температур испытания макровязкого излома металла. Однако уровень КСВ падает из-за необходимости меньших энергетических затрат на продвижение магистральной трещины, когда она соприкасается с расщеплением и пластической областью вокруг него. Это видно по скачкам падения нагрузки на диаграммах разрушения по методу статической трещиностойкости [4].

Размер пластических областей, окружающих РЩ, как и все их морфологические характеристики, определяется совокупным действием M_d и эффективных напряжений $\sigma_{эф}$, являющихся суммой внешних напряжений, приложенных к телу, и внутренних, связанных с дислокационными построениями и границами различного происхождения. Маневренность дислокаций M_d через скорость и глубину релаксационных процессов задает уровень действующих напряжений и во многом схему локального напряженного состояния. Так, при максимальных значениях этих параметров (σ_3^{max} в цент-

ре зоны L_b , $M_d^{\max}$ при относительно высокой $T_{\text{исп}}$) расщепления имеют наибольшие размеры: длину во всю зону L_b , ширину до 2 мм [16]. В боковых участках зоны L_b , где уровень σ_3 сравнительно небольшой, возникают лишь несколько мелких и коротких расщеплений.

Таким образом, происхождение расщеплений обусловлено предысторией металла трубы – контролируемой прокаткой листа с ускоренным охлаждением. Когда последние проходы при горячей деформации проводятся при пониженных температурах, особенно в двухфазной ($\alpha + \gamma$) области, в металле происходит формирование текстуры с преобладанием компоненты $\{001\} \langle 110 \rangle$ [5, 6, 18]. Преимущественная ориентировка плоскостей скола $\{001\}$ параллельно оси прокатки способствует, по мнению ряда исследователей, образованию расщеплений, однако такая трактовка не раскрывает ни механизма образования РЩ, ни их свойства. Разработка представления о возникновении расщеплений в результате раскрытия БУГр, унаследованных в структуре листа от низкотемпературной горячей деформации, позволяет детализировать картину, причем текстура и БУГр имеют общее происхождение – слоевое течение металла при интенсивной пластической деформации.

В работах [19, 20] экспериментально и теоретически обосновано, что формирование в металлах при пластической деформации текстуры и ее отдельных компонент связано с преимущественной ориентацией в ходе слоевого течения полос деформации, разделенных БУГр (см. рис. 2, 3). Интенсивность этих явлений нарастает (острота компонентов текстуры, протяженность БУГр и угол разориентировки на них) при снижении температуры деформации и увеличении ее степени. Тогда, исходя из предложенной выше модели вытекает, что текстура влияет на образование РЩ косвенно через возникновение БУГр, разделяющих полосы деформации.

Таким образом, ценность любой модели состоит не только в объяснении известных экспериментальных данных, но и в выработке на ее основе рекомендаций по интенсификации или, наоборот, минимизации действия рассматриваемого явления. Так, среди вышеупомянутых моментов о происхождении расщеплений, особую значимость в потере трещиностойкости имеют возникновение БУГр при контролируемой прокатке листа и закрепление их (зернограницных дислокаций) дисперсными частицами карбонитридов и ϵ -фазы в процессе охлаждения после горячей деформации.

Следовательно, повышение температуры конца прокатки вплоть до самых начальных стадий рекристаллизации горяченаклепанного аустенита, понижение содержания ванадия в стали и даже полное его исключение, как и увеличение скорости последеформационного охлаждения свыше $20^\circ\text{C}/\text{с}$ благоприятствуют возрастанию трещиностойкости. Видимо, к таким режимам, судя по составу и структуре трубы, многие производители листа пришли эмпирически.

Выводы. Предложена модель формирования расщеплений в трубах (листах) из сталей категории прочности X80 (K65): образование расщеплений происходит при раскрытии большеугловых границ, закрепленных выделениями вторых фаз, которые формируются в деформированном аустените в результате контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения.

Релаксация поперечных напряжений в окрестностях расщеплений обуславливает в этих микрообъемах чисто вязкое разрушение при общем понижении энергии распространения трещины при разрушении нагруженного образца (стенки трубы).

Исходя из разработанной модели, для уменьшения масштаба проявления расщеплений рекомендуется:

- повышение температуры конца прокатки до самых начальных стадий рекристаллизации горяченаклепанного аустенита;
- увеличение скорости последеформационного охлаждения;
- понижение в стали содержания ванадия, вплоть до его полного исключения, так как выделения карбидов на его основе по границам, сформированным в ходе безрекристаллизационной контролируемой прокатки, способствуют образованию по ним зародышей расщеплений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фарбер В.М., Хотин В.А., Арабей А.Б. и др. Фрактотомографическая диагностика трещино-стойкости труб группы прочности X80 (K65) по результатам испытаний ударной вязкости // Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»: Сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 108 – 116.
2. Mannucci G., Demofonti G. Control of ductile fracture propagation in X80 gas pipeline // Int. Pipeline Technology Conf.: thesis proceedings. Beijing, 2010. P. 86 – 115.
3. Орлов В.В., Ильин А.В., Хлусова Е.И. и др. Влияние структурной неоднородности на механические свойства и характеристики работоспособности высокопрочных трубных сталей класса прочности X70-X100 // Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»: Сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 67 – 77.
4. Насыбулина Е.Р., Струин А.О., Широков В.В. К вопросу определения трещиностойкости современных трубных сталей класса прочности K65 // Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»: Сб. докл. Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 122 – 126.
5. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А. Эффект повышения ударной вязкости при формировании слоистой структуры в трубных сталях // Тр. науч.-техн. конф. «Проблемы и перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР»: Сб. докл. Т. 2. – Екатеринбург: УрОРАН. 2011. С. 331 – 333.
6. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штрель М.А. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 9 С. 9 – 15.
7. Русакова В.В., Лобанова Т.П., Арабей А.Б. и др. // Наука и техника в газовой промышленности. 2009. № 1. С. 17 – 21.
8. Макклиток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. – М.: Мир, 1970. – 443 с.
9. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности – М.: Наука, 2008. – 334 с.

10. Фарбер В.М., Селиванова О.В. // Металлы. 2001. № 1. С. 110 – 115.
11. Штремель М.А. Прочность сплавов: Ч. 1. Дефекты решетки. – М.: МИСИС, 1999. – 384 с.
12. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов – М.: Металлургия, 1986. – 311 с.
13. Пышминцев И.Ю., Пумпянский Д.А., Фарбер В.М. // Металлы. 2007. № 11. С. 20 – 27.
14. Панин В.Е. и др. Физическая мезомеханика и компьютерное моделирование материалов. Т. 1 – Новосибирск: Наука, 1995. – 298 с.
15. Фарбер В.М., Селиванова О.В. Структурные механизмы релаксации напряжений при холодной пластической деформации: Сб. научн. трудов «Проблемы нанокристаллических материалов». – Екатеринбург: УрОРАН, 2002. С. 207 – 223.
16. Фарбер В.М., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю. и др. // Производство проката. 2011. № 11. С. 14 – 21.
17. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
18. Hara T., Shinohara Y., Asahi H., Terada Y. Effects of microstructure and texture on DWTT properties for high strength line pipe steels// 6th International Pipeline Conference. 2006. P. 1025.
19. Hughes D.A., Hansen N. // Acta mater. 1997. Vol. 45. No 9. P. 3871 – 3886.
20. Kuhlmann-Wilsdorf D. // Acta mater. 1999. Vol. 47. No 6. P. 1697 – 1712.

© 2012 г. В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, А.Б. Арабей,
В.А. Хотинков, Н.В. Лежнин, А.М. Мальцева
Поступила 10 января 2012 г.

УДК 536.7:541.6:669.1

И.И. Гулятьев, М.М. Леменёв

Московский государственный открытый университет имени В.С. Черномырдина

ИХТ-МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПОЛОЖИТЕЛЬНЫХ ОТКЛОНЕНИЙ ОТ ИДЕАЛЬНОСТИ

В предыдущих работах [1 – 3] была показана высокая эффективность применения модели ИХТ («Идеальная Химическая Теория») для описания термодинамических свойств бинарных металлических расплавов с отрицательными и знакопеременными отклонениями от идеальности. Предмет настоящего исследования – анализ возможности применения ИХТ-модели для описания положительных отклонений от идеальности в бинарных металлических расплавах, сохраняя основные положения и математический аппарат ИХТ, изначально созданные для описания только отрицательных отклонений от идеальности. Это особенно важно для единого описания тройных и многокомпонентных систем на основе двойных со всеми видами отклонений от идеальности.

Описание особенностей модели с процедурой «обращения». В работе [1] было показано, что расчет величин z (z – молярная доля мономера – основа для расчетов по ИХТ) для систем с положительными отклонениями от идеальности приводит к исходно неприемлемому результату: $\sum z_i$ оказывается больше единицы. Выходом из этой ситуации является математическая процедура «обращения» системы, которая для расчета превращается в систему с отрицательными отклонениями от идеальности.

Процедура «обращения» состоит в том, в расчете используются вместо исходных экспериментальных величин коэффициента активности $\gamma_{\text{экс}}$ (все значения которых в системах с положительными отклонениями от идеальности равны или больше единицы) ве-

личины «обращенного коэффициента активности» $(\gamma_{\text{экс}})^{\text{обр}} = 1/\gamma_{\text{экс}}$. Естественно, что все $(\gamma_{\text{экс}})^{\text{обр}}$ тогда будут меньше (или равны) единицы и, следовательно, выполняется требуемое условие: $\sum z_i = 1$.

Вся остальная схема расчета по модели ИХТ, очень подробно рассмотренная в работе [1], остается без изменения. Кратко опишем ее по ступеням применительно к разбираемому варианту – расчету с «обращенными» экспериментальными данными, т.е. с величинами $(\gamma_{\text{экс}})^{\text{обр}}$.

Ступень I. «Обращение» экспериментальных величин коэффициентов активности компонентов системы $A-B$:

$$(\gamma_{\text{экс}})^{\text{обр}}_A = 1/(\gamma_{\text{экс}})_A; \quad (\gamma_{\text{экс}})^{\text{обр}}_B = 1/(\gamma_{\text{экс}})_B. \quad (1)$$

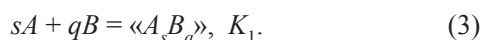
Ступень II. Определение величины экспериментальной «обращенной молярной доли мономера» $(z_{\text{экс}})^{\text{обр}}_i$ для соответствующей x_i (x_i – атомная доля компонента i). Напомним, что коэффициенты активности мономеров, α_i , равны единице [1], поэтому

$$(z_{\text{экс}})^{\text{обр}}_A = x_A(\gamma_{\text{экс}})^{\text{обр}}_A; \quad (z_{\text{экс}})^{\text{обр}}_B = x_B(\gamma_{\text{экс}})^{\text{обр}}_B. \quad (2)$$

Ступень III. Подбор набора соединений, обеспечивающий математически адекватное описание термодинамических свойств системы. Для простоты в данном случае ограничимся одним – « A_sB_q ». Формула соединения взята в кавычки, поскольку это гипотетическое, расчетное соединение, ибо практически все системы с положительными отклонениями от идеальности –

это системы эвтектического типа (редко непрерывная растворимость в твердом и жидком состоянии), никаких реальных соединений в равновесных диаграммах состояния этих систем нет. Иногда встречается случай образования низкотемпературных соединений, но тогда почти всегда расплавы демонстрируют отрицательные отклонения от идеальности (к примеру, системы Bi–Pb, Pb–Sb, Fe–Ni, Fe–V [4]).

Реакция образования соединения имеет вид



Константа равновесия реакции образования соединения $\langle A_s B_q \rangle$, K_1 , выраженная через величины $(z_{\text{экс}})_i^{\text{обр}}$, имеет следующий вид

$$K_1 = \frac{(z_{\text{экс}})_{\langle A_s B_q \rangle}^{\text{обр}}}{[(z_{\text{экс}})_A^{\text{обр}}]^s [(z_{\text{экс}})_B^{\text{обр}}]^q}. \quad (4)$$

В дополнение к уравнению (4) существуют два независимых стехиометрических соотношения:

$$(z_{\text{экс}})_A^{\text{обр}} + (z_{\text{экс}})_B^{\text{обр}} + (z_{\text{экс}})_{\langle A_s B_q \rangle}^{\text{обр}} = 1; \quad (5)$$

$$\frac{(z_{\text{экс}})_A^{\text{обр}} + s(z_{\text{экс}})_{\langle A_s B_q \rangle}^{\text{обр}}}{(z_{\text{экс}})_A^{\text{обр}} + (z_{\text{экс}})_B^{\text{обр}} + (s+q)(z_{\text{экс}})_{\langle A_s B_q \rangle}^{\text{обр}}} = x_A. \quad (6)$$

Решение системы уравнений (4) – (6) – ключевой момент всей задачи, однако оно требует предварительного преобразования, отраженного в следующей ступени.

Ступень IV. Выразим $(z_{\text{экс}})_{\langle A_s B_q \rangle}^{\text{обр}}$ в уравнении (4) через $(z_{\text{экс}})_A^{\text{обр}}$ и $(z_{\text{экс}})_B^{\text{обр}}$ и полученное выражение подставим в уравнение (5):

$$(z_{\text{экс}})_A^{\text{обр}} + (z_{\text{экс}})_B^{\text{обр}} + K_1 [(z_{\text{экс}})_A^{\text{обр}}]^s [(z_{\text{экс}})_B^{\text{обр}}]^q = 1. \quad (5a)$$

При известных из эксперимента значениях $(z_{\text{экс}})_A^{\text{обр}}$ и $(z_{\text{экс}})_B^{\text{обр}}$ уравнение (5a) является линейным относительно K_1 и величина последней может быть определена линейным МНК (метод наименьших квадратов).

Ступень V. Теперь, подставив полученное по ступени IV значение K_1 в систему уравнений (4) – (6), можно ее решить относительно всех z_i методом нелинейного МНК, найдя все расчетные значения «обращенных атомных долей мономеров» $(z_{\text{расч}})_i^{\text{обр}}$.

Ступень VI. По найденным расчетным $(z_{\text{расч}})_A^{\text{обр}}$ и $(z_{\text{расч}})_B^{\text{обр}}$ определяем расчетные значения «обращенных коэффициентов активности» $(\gamma_{\text{расч}})_A^{\text{обр}}$ и $(\gamma_{\text{расч}})_B^{\text{обр}}$.

$$(\gamma_{\text{расч}})_A^{\text{обр}} = \frac{(z_{\text{расч}})_A^{\text{обр}}}{x_A}; \quad (\gamma_{\text{расч}})_B^{\text{обр}} = \frac{(z_{\text{расч}})_B^{\text{обр}}}{x_B}. \quad (7)$$

Ступень VII. Определение значений констант Генри $(\gamma_i)^0$ (значения γ_i при $x_i = 0$) для расчетных «обращенных коэффициентов активности»: $[(\gamma_{\text{расч}})_A^{\text{обр}}]^0$ и

$[(\gamma_{\text{расч}})_B^{\text{обр}}]^0$. В данном случае (в наборе только одно соединение) величина константы Генри будет зависеть от значения s и q в $\langle A_s B_q \rangle$: если $s(q) = 1$, то константа i -го компонента будет меньше нуля и определяется выражением [1]

$$[(\gamma_{\text{расч}})_i^{\text{обр}}]^0 = \frac{1}{1 + K_1}, \quad (8)$$

а если $s(q) > 1$, то

$$[(\gamma_{\text{расч}})_i^{\text{обр}}]^0 = 1. \quad (8a)$$

Ступень VIII. Полученные расчетные значения «обращенного коэффициента активности» $(\gamma_{\text{расч}})_i^{\text{обр}}$ пересчитываются в обычные расчетные значения $\gamma_{\text{расч}}$:

$$(\gamma_{\text{расч}})_i = \frac{1}{(\gamma_{\text{расч}})_i^{\text{обр}}} \quad (9)$$

и уже с $(\gamma_{\text{расч}})_i$ проводится последняя ступень расчета.

Ступень IX. Статистический анализ определения адекватности модели, который производится по схеме, подробно изложенной в работе [5].

Для иллюстрации численного описания расчета по предложенной модели была выбрана система Cd–Tl, диаграмма состояния которой и экспериментальные данные по активности компонентов расплавов во всем диапазоне составов при 750 К приведены в работе [4]. Диаграмма состояния системы эвтектического типа. Температура эвтектики 477 К, состав точки эвтектики $x_{\text{Tl}} = 0,71$. Имеется превращение для Tl: $\alpha \rightarrow \beta$ при 431 К.

Используя экспериментальные значения $\gamma_{\text{экс}}$ для выбранной системы Cd–Tl, провели расчеты по приведенной выше схеме, результаты которых сведены в табл. 1.

В столбцах 1 – 3 представлены исходные экспериментальные данные.

В столбцах 4 – 5 представлены величины экспериментальных «обращенных коэффициентов активности» $(\gamma_{\text{экс}})_i^{\text{обр}}$, рассчитанных («ступень I» согласно вышеизложенной схеме расчета) по уравнению (1) из данных столбцов 1 – 3.

В столбцах 6 – 7 представлены величины экспериментальных «обращенных молярных долей мономера» $(z_{\text{экс}})_i^{\text{обр}}$, рассчитанных («ступень II» схемы) по уравнению (2) из данных столбцов 1, 4 и 5.

Согласно «ступени III» схемы расчета сделали выбор набора соединений. Было найдено, что в данном случае набор из гипотетических соединений «Cd₂Tl» и «CdTl₂» позволит получить математически адекватное описание термодинамических свойств выбранной системы. С учетом такого выбора набора соединений уравнения (3) – (6) примут следующий вид.

Уравнение (3):

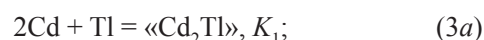
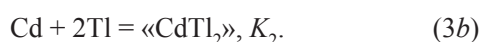


Таблица 1

Результаты расчета по ИХТ-модели для системы Cd – Tl

Атомная доля Cd X_{Cd}	Экспериментальные		Экспериментальные «обращенные»				Расчетные «обращенные»				Расчетные	
	γ_{Cd}	γ_{Tl}	γ_{Cd}	γ_{Tl}	Z_{Cd}	Z_{Tl}	Z_{Cd}	Z_{Tl}	γ_{Cd}	γ_{Tl}	γ_{Cd}	γ_{Tl}
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1,000	1,000	3,826	1,000	0,261	1,000	0	1,000	0	1,000	0,286	1,000	3,500
0,900	1,021	2,516	0,979	0,397	0,881	0,040	0,886	0,038	0,985	0,379	1,015	2,641
0,800	1,068	1,971	0,936	0,507	0,749	0,101	0,749	0,101	0,936	0,505	1,069	1,979
0,700	1,162	1,538	0,861	0,650	0,602	0,195	0,605	0,193	0,864	0,644	1,158	1,553
0,600	1,259	1,323	0,794	0,756	0,477	0,302	0,473	0,305	0,789	0,763	1,267	1,311
0,500	1,377 ± 0,060	1,186 ± 0,058	0,726	0,843	0,363	0,422	0,361	0,425	0,723	0,850	1,383	1,177
0,400	1,513	1,097	0,661	0,912	0,264	0,547	0,266	0,546	0,665	0,911	1,504	1,098
0,300	1,664	1,042	0,601	0,960	0,180	0,672	0,184	0,666	0,613	0,952	1,633	1,051
0,200	1,813	1,012	0,552	0,988	0,110	0,791	0,113	0,783	0,563	0,979	1,776	1,022
0,100	1,925	1,001	0,519	0,999	0,052	0,899	0,051	0,895	0,514	0,995	1,945	1,005
0	1,932	1,000	0,517	1,000	0	1,000	0	1,000	0,465	1,000	2,150	1,000



Уравнение (4):

$$K_1 = \frac{(z_{экс})_{\langle Cd_2Tl \rangle}^{обр}}{[(z_{экс})_{Cd}^{обр}]^2 [(z_{экс})_{Tl}^{обр}]}; \quad (4a)$$

$$K_2 = \frac{(z_{экс})_{\langle CdTl_2 \rangle}^{обр}}{[(z_{экс})_{Cd}^{обр}] [(z_{экс})_{Tl}^{обр}]^2}. \quad (4b)$$

Уравнение (5):

$$(z_{экс})_{Cd}^{обр} + (z_{экс})_{Tl}^{обр} + (z_{экс})_{\langle Cd_2Tl \rangle}^{обр} + (z_{экс})_{\langle CdTl_2 \rangle}^{обр} = 1. \quad (5a)$$

Уравнение (6):

$$\frac{(z_{экс})_{Cd}^{обр} + 2(z_{экс})_{\langle Cd_2Tl \rangle}^{обр} + (z_{экс})_{\langle CdTl_2 \rangle}^{обр}}{(z_{экс})_{Cd}^{обр} + (z_{экс})_{Tl}^{обр} + 3(z_{экс})_{\langle Cd_2Tl \rangle}^{обр} + 3(z_{экс})_{\langle CdTl_2 \rangle}^{обр}} = x_{Cd}. \quad (6)$$

Далее, согласно «ступени IV» схемы расчета выразим $(z_{экс})_{\langle Cd_2Tl \rangle}^{обр}$ в (4a) через $(z_{экс})_{Cd}^{обр}$ и $(z_{экс})_{Tl}^{обр}$, аналогично выразим $(z_{экс})_{\langle CdTl_2 \rangle}^{обр}$ в (4b) и полученные выражения внесем в (5):

$$(z_{экс})_{Cd}^{обр} + (z_{экс})_{Tl}^{обр} + K_1 [(z_{экс})_{Cd}^{обр}]^2 (z_{экс})_{Tl}^{обр} + K_2 (z_{экс})_{Cd}^{обр} [(z_{экс})_{Tl}^{обр}]^2 = 1. \quad (5b)$$

Подставив данные столбцов 6 – 7 в уравнение (5), вычислили линейным МНК значения констант равновесия реакций образования соединений «Cd₂Tl», $K_1 = 2,50$ и «CdTl₂», $K_2 = 1,15$.

После этого, подставив полученные значения K_1 и K_2 в систему уравнений (4a) – (6), решили эту систе-

му («ступень V» схемы) относительно всех z_i методом нелинейного МНК, найдя все расчтанные значения «обращенных атомных долей мономеров» $(z_{расч})_i^{обр}$. Полученные значения интересующих нас в данном случае $(z_{экс})_{Cd}^{обр}$ и $(z_{экс})_{Tl}^{обр}$ внесены в столбцы 8 и 9 соответственно.

По найденным расчетным $(z_{экс})_{Cd}^{обр}$ и $(z_{экс})_{Tl}^{обр}$ определяем («ступень VI» схемы) расчетные значения «обращенных коэффициентов активности» $(\gamma_{расч})_{Cd}^{обр}$ и $(\gamma_{расч})_{Tl}^{обр}$:

$$(\gamma_{расч})_{Cd}^{обр} = \frac{(z_{расч})_{Cd}^{обр}}{x_{Cd}}; \quad (\gamma_{расч})_{Tl}^{обр} = \frac{(z_{расч})_{Tl}^{обр}}{x_{Tl}}. \quad (7)$$

Полученные значения $(\gamma_{расч})_{Cd}^{обр}$ и $(\gamma_{расч})_{Tl}^{обр}$ внесены соответственно в столбцы 10 и 11 табл. 1 без конечных точек, где $x_i = 0$.

Константы Генри компонентов системы, т.е. $(\gamma_{расч})_{Cd}^{обр}$ при $x_{Cd} = 0$ и $(\gamma_{расч})_{Tl}^{обр}$ при $x_{Tl} = 0$, рассчитывались («ступень VII» схемы расчета) по уравнению (8), так как в обоих соединениях присутствует единичный атом компонента и, следовательно, величины обеих констант Генри будут меньше единицы. Соответственно, они будут равны

$$[(\gamma_{расч})_{Cd}^{обр}]^0 = 1/(1 + K_2) = 1/(1 + 1,15) = 0,465; \\ [(\gamma_{расч})_{Tl}^{обр}]^0 = 1/(1 + K_1) = 1/(1 + 2,50) = 0,286 \quad (8)$$

и эти значения также внесены в столбцы 10 и 11.

В заключительных столбцах 12 и 13 табл. 1 представлены результаты расчетов по «ступени VIII» схемы:

$$(\gamma_{расч})_{Cd}^{обр} = \frac{1}{(\gamma_{расч})_{Cd}^{обр}}; \quad (\gamma_{расч})_{Tl}^{обр} = \frac{1}{(\gamma_{расч})_{Tl}^{обр}}. \quad (9)$$

Теперь, имея экспериментальные $\gamma_{\text{эк}}$ и расчетные $\gamma_{\text{рас}}$ значения коэффициентов активности компонентов расплавов, по методике, описанной в работе [5], провели заключительную «ступень IX» схемы расчета: статистическую обработку результатов – оценили гипотезу об адекватности модели. Поскольку полученные расчетные значения критерия Фишера ($F_{\text{расч}} = 0,06$ для Cd и 0,28 для Tl) менее табличных величин ($F_{\text{табл}} = 1,80$ для Cd и 1,78 для Tl) как для Cd, так и для Tl, то гипотеза об адекватности модели не отвергается.

Результаты расчетов систем и их анализ. Из справочника [4] была сделана выборка всех систем с положительными отклонениями от идеальности при полном интервале исследованного состава. Всего таких систем оказалось 31.

В предыдущих сообщениях [1 – 3] было показано, что для описания свойств систем с отрицательными и знакопеременными отклонениями от идеальности требуется задаться набором от одного до четырех соединений.

Из всех проанализированных систем с положительными отклонениями от идеальности при задании одним соединением описаны только две, причем обе симметричные, т.е. кривые зависимости логарифма коэффициента активности от состава одинаковы для обоих компонентов, а остальные системы описаны набором из двух соединений. Расчеты показали, что описание всех их производится одним набором соединений: A_2B и AB_2 , другие наборы или дают худшие показатели при статистической обработке, или вообще не позволяют описать свойства систем. Такое единообразие в наборе соединений и сравнительно простое описание свойств по сравнению с предыдущими типами отклонений от идеальности [1 – 3] объясняется тем, что существует всего один вид зависимости коэффициента активности от состава для положительных отклонений (для отрицательных и знакопеременных – по четыре) и достаточно плавный (без перегибов и максимумов) вид кривых для этих зависимостей для всех рассмотренных систем.

Все результаты расчетов сведены в табл. 2. В ней в столбцах 1 – 2 данные об описываемой системе. Системы расположены в алфавитном порядке по первому компоненту, который исследовался экспериментально. В столбцах 3 – 5 приведены значения констант равновесия реакций образования соединений, соответствующих или набору A_2B и AB_2 , или только AB для данной системы. В столбцах 6 – 9 приведены результаты статистических расчетов.

Для иллюстрации зависимости величин констант равновесия реакций образования соединений от температуры приведены результаты обчислений экспериментальных данных работы [6] по системе Cd–Al (табл. 2, № 31), где измерения проводились для нескольких температур. Для всех температур принят единый набор соединений – «Cd₂Al» и «CdAl₂», величины полученных значений констант равновесия для них K_1 и K_2 показаны в табл. 2 (столбцы 3 и 4) вместе с результатами ста-

тистического расчета (столбцы 6 – 9). Предположили обычно хорошо выполняемое в данном случае (жидкая металлическая фаза, сравнительно небольшой интервал температур) упрощение, что теплоемкость реагентов равна теплоемкости продуктов реакции, т.е. ΔC_p принимается равной нулю и соответственно $\Delta H = \text{const}$. В этом случае зависимость $K_i = f(T)$ обычно принимают в виде упрощенного соотношения: $\ln K_i = (A/T) + B$.

Для K_1 получено выражение:

$$\ln K_1 = (4623/T) - 1,487. \quad (10)$$

Для K_2 :

$$\ln K_2 = (4537/T) - 1,259. \quad (11)$$

Отклонение значений K_i , рассчитанных по формулам (10) и (11), от приведенных в табл. 2, находится в пределах 1 – 2 %.

Отметим, что аналогичная зависимость величин констант равновесия реакций образования соединений от температуры выполняется и в случае стандартного применения модели ИХТ к расплавам с отрицательными и знакопеременными отклонениями от идеальности, т.е. где «обращение» не требуется [1 – 3].

В заключении хотелось бы остановиться на следующем. В настоящей работе подчеркивалось, что математическая процедура «обращения», превращающая систему с положительными отклонениями в систему с отрицательными отклонениями от идеальности, сделана только для расчета термодинамических свойств в рамках ИХТ-модели, поскольку никаких реальных соединений в равновесных диаграммах состояния этих систем нет и в расчетах оперировали с гипотетическими соединениями. Однако при изучении вязкости и процессов неравновесной кристаллизации расплавов двойных металлических эвтектических систем [7] было показано, что в них возможно образование метастабильных фаз, стехиометрия которых близка к химическим соединениям. При этом на концентрационных зависимостях вязкости жидких сплавов в этих областях составов наблюдаются максимумы, которые указывают на реализацию в жидком состоянии ближнего упорядочения. Использование таких исследований возможно поможет для установления связи величин констант равновесия реакции образования соединений с физическими свойствами чистых металлов и в случае систем с положительными отклонениями от идеальности.

Выводы. Для описания моделью ИХТ термодинамических свойств систем с положительными отклонениями от идеальности предложена процедура «обращения», позволяющая привести эти системы к виду, позволяющему использовать основные положения и математический аппарат модели ИХТ для расчета этих систем. Показаны в общем виде операции расчета с

Таблица 2

Сводная таблица результатов расчетов для систем с положительными отклонениями от идеальности

№ п/п	Система $I - J$	T, K	Значения полученных величин кон- стант равновесия для заданных соединений $A_i B_j$			Результаты статистических расчетов для			
						компонента 1		компонента 2	
			A_2B	AB_2	AB	$F_{расч}$	$F_{табл}$	$F_{расч}$	$F_{табл}$
	I	2	3	4	5	6	7	8	9
1	Ag – Cu	1423	2,41	2,53		1,52	1,78	1,23	1,78
2	Ag – Si	1700	0,70	2,61		0,21	1,78	0,16	1,80
3	Al – Ga	1023			0,16	0,01	1,74	0,01	1,74
4	Al – In	1173	8,17	6,52		0,43	1,78	0,29	1,78
5	Al – Sn	973	4,56	2,00		0,08	1,80	0,33	1,78
6	Al – Zn	1000	1,41	1,13		0,20	1,80	0,10	1,78
7	Bi – Hg	593	0,33	1,12		0,10	1,80	0,03	1,80
8	Bi – Sn	600	0,17	0,34		0,01	1,80	0,01	1,80
9	Bi – Zn	873	1,40	6,60		1,62	1,78	1,56	1,80
10	Cd – Ga	700	5,30	5,90		0,69	1,78	0,44	1,78
11	Cd – In	800	1,13	0,67		0,17	1,80	0,24	1,80
12	Cd – Pb	773	3,47	2,42		0,53	1,80	1,66	1,78
13	Cd – Sn	773	0,91	0,72		0,07	1,80	0,04	1,80
14	Cd – Tl	750	2,50	1,15		0,06	1,80	0,27	1,78
15	Cd – Zn	800	2,38	2,70		0,15	1,78	0,08	1,78
16	Cu – Fe	1823	7,30	7,24		0,12	1,78	0,26	1,78
17	Cu – Ni	1823	1,24	1,34		0,32	1,80	0,70	1,80
18	Cu – Pb	1473	5,20	4,27		1,02	1,78	1,67	1,78
19	Cu – Tl	1573	6,29	3,26		0,95	1,80	1,19	1,78
20	Fe – Mn	1863			0,32	0,08	1,74	0,08	1,74
21	Fe – Pd	1873	1,47	1,38		0,09	1,80	0,95	1,80
22	Ga – Zn	750	0,54	0,87		0,07	1,80	0,01	1,80
23	In – Pb	673	0,75	0,38		0,01	1,80	0,01	1,80
24	In – Tl	723	0,89	0,56		0,02	1,80	0,02	1,80
25	In – Zn	700	2,80	5,80		1,46	1,78	1,76	1,78
26	K – Na	384	1,59	1,89		0,14	1,78	0,15	1,78
27	Ni – Pd	1873	0,68	0,59		0,10	1,80	0,11	1,80
28	Pb – Sn	1050	3,73	1,08		0,09	1,80	0,63	1,78
29	Sn – Tl	723	1,35	1,06		0,13	1,80	0,15	1,80
30	Sn – Zn	750	0,96	2,66		1,26	1,78	0,03	1,80
31	Cd – Al	1723	6,00	7,00		0,91	1,78	0,87	1,78
32	Cd – Al	1373	6,40	7,70		1,16	1,78	1,38	1,78
33	Cd – Al	1323	7,20	8,40		1,10	1,78	1,35	1,78
34	Cd – Al	1273	8,80	10,30		1,64	1,78	1,47	1,78

«обращенными» данными и численный пример по приведенной схеме.

Для описания свойств системы требуется задаться набором из двух соединений, причем набор для всех

систем одинаков: A_2B и AB_2 . Показано, что зависимость величин констант равновесия реакций образования соединений от температуры хорошо описывается упрощенным соотношением $\ln K_i = (A/T) + B$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гулять И.И., Леменёв М.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 1. С. 7–12.
2. Гулять И.И., Леменёв М.М. // Расплавы. 2008. № 3. С. 74–82.
3. Гулять И.И., Леменёв М.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 11. С. 36–40.
4. Selected Values of the Thermodynamic Properties of Binary Alloys / Hultgren R. et al. – ASM, Metals Park (Ohio). 1973. – 1435 p.
5. Гулять И.И., Леменёв М.М., Адлер Ю.П. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 1. С. 3–5.
6. Baker E.H. // Trans.Inst.Mining and Metallurgy. 1978. C87, No. 12, P. 278.
7. Ладьянов В.И., Волков В.А., Камаева Л.В. // Металлы. 2006. № 1. С. 11–15.

© 2012 г. И.И. Гулять, М.М. Леменёв
Поступила 10 октября 2011 г.

УДК 669.14.018.583-176

А.А. Редикульцев, А.С. Юровских

Уральский федеральный университет

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И ПЕРВИЧНОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Fe–3 % Si¹

Острота текстуры технического сплава Fe–3 % Si, использующегося в промышленности как электротехническая анизотропная холоднокатаная сталь (ЭАС), может быть существенно улучшена за счет введения при выплавке меди [1–4]. Показано [4], что содержание в стали до 0,7 % Cu* не приводит к ухудшению магнитных свойств, поэтому добавки меди в таком количестве вполне допустимы.

В настоящее время в сталь, производимую по любому варианту, рекомендуется (или допускается) вводить при выплавке до 0,2 % Cu. Однако существенное обострение текстуры при вторичной рекристаллизации и выигрыш в магнитных свойствах наблюдается только для ЭАС с нитридным ингибированием. При этом содержание меди должно быть ограничено 0,4–0,6 % [1].

Известно, что растворимость меди в чистом железе при комнатной температуре составляет 0,2 %. Таким образом, логично полагать, что вся избыточная медь в сплаве должна находиться в виде частиц медьсодержащей фазы, которая может служить дополнительной ингибиторной фазой при первичной или вторичной рекристаллизации, обостряя конечную ребровую текстуру (110)[001]. В различных исследованиях [4–7] в структуре наблюдались частицы ε-фазы (чистой меди), простых или комплексных сульфидов, оксидов или силицидов. Однако трудно ожидать, что столь разные по структуре, химическому составу и морфологии фазы могут одинаковым образом влиять на процессы деформации и рекристаллизации сплава Fe–3 % Si. Таким образом, до настоящего времени механизм улучшения конечных свойств ЭАС за счет наличия меди остается неясным.

Цель работы заключалась в исследовании влияния меди на формирование структуры при деформации и первичной рекристаллизации (ПР) монокристаллов технического сплава Fe–3 % Si с нитридным ингибированием.

Материал и методика исследования

Исследования проводили на двух сериях образцов промышленного сплава Fe–3 % Si (готовой электротехнической анизотропной стали нитридного варианта ингибирования [1]). Обработку производили в лабораторных условиях. Состав стали контролировали с применением химического и рентгеноспектрального анализов. Химический состав образцов приведен ниже:

Серия	Химический состав, % (по массе)						
	C	Si	Al	N	Mn	S	Cu
Первая	0,002	3,12	0,008	0,002	0,28	0,003	0,53
Вторая	0,002	3,10	0,007	0,002	0,24	0,003	0,05

Для холодной прокатки в лабораторных условиях использовали шестивалковый стан с диаметром бочки рабочих валков 135 мм, опорных валков 250 мм; длина бочки соответственно 325 и 306 мм. Максимально допустимое суммарное усилие прокатки стана – 85 т. Термообработку проводили в лабораторных печах СУЗЛ 0,6×13/12. Конкретные схемы и параметры обработок, применявшиеся в экспериментах, указаны в тексте соответствующих разделов.

Магнитные свойства измеряли в однополосочном аппарате TWM-8S. Магнитная индукция определялась при фиксированных значениях напряженности магнитного поля. Погрешности определения магнитной индукции $B \pm 0,5 \% \pm 2$ единицы последнего разряда. Все полученные данные усредняли по десяти измере-

¹ Работа выполнена на оборудовании лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» ЦКП УрФУ в рамках программы ФЦП Министерства образования и науки РФ (госконтракт 02.740.11.0537).

* Здесь и далее % (по массе).

Таблица 1

**Магнитные свойства и степень совершенства
ребровой текстуры исходных образцов
электротехнической анизотропной стали**

Номер образца	Содержание меди, % (по массе)	B_{800} , Тл	B_{2500} , Тл	Средний угол рассеяния текстуры α , °*
1	0,54	1,90	1,97	6,0
2	0,53	1,73	1,84	12,8
3	0,05	1,80	1,90	12,0

* Угол α представляет собой угол между направлением прокатки и проекцией кристаллографического направления $[001]$ на плоскость прокатки

ниям. Измерение механических свойств производили на разрывной машине Instron. Исследования микроструктуры образцов проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (LaB₆) с системой энергодисперсионного микроанализа Oxford Inca EnergyTEM 250.

При анализе в качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением холодной прокатки (НП), нормалью к ее плоскости (НН) и перпендикулярным им направлением (ПН), которое совпадает с осью валков, так что все три направления образуют правую тройку векторов. Для ребрового монокристалла направление $[001] \parallel \text{НП}$, $[110] \parallel \text{НН}$ и $[\bar{1}10] \parallel \text{ПН}$.

Результаты исследований и их обсуждение

Холодная прокатка монокристаллов. Для холодной прокатки были использованы полосы (0,28×280×30 мм) крупнозернистой электротехнической анизотропной стали с удаленным электроизоляционным покрытием близкого химического состава (за исключением содержания меди). Образцы также отличались степенью совершенства ребровой текстуры и, соответственно, магнитными свойствами. Магнитные индукции и характеристики текстуры исследуемых образцов приведены в табл. 1. В дальнейшем все серии образцов подвергались холодной прокатке с величиной обжатия ~30 %.

Металл, легированный медью, более склонен к деформационному двойникованию (рис. 1, а, б). Двойники возникают на начальной стадии процесса деформации и наблюдаются практически во всех зернах. Большая плотность двойников наблюдается в зернах, характеризующихся более совершенной ребровой текстурой. В металле без меди двойникованию подвержены только зерна, имеющие самую острую ребровую текстуру (рис. 1, в).

Плотность двойников в металле с медью составляет $70 \pm 20 \text{ см}^{-1}$, а в металле без меди $3 \pm 2 \text{ см}^{-1}$. Таким

образом, плотность двойников в металле без меди составляет величину, на порядок меньшую, чем у ЭАС, содержащую 0,5 % Cu. Дальнейшее увеличение степени деформации приводит к деформации матрицы, при этом плотность двойников остается постоянной.

Согласно работам [8 – 10] деформацию ребрового монокристалла при холодной прокатке можно объяснить действием преимущественно одной системы скольжения типа $\{112\} \langle 111 \rangle$ при повороте решетки от (110)[001] до (111)[$\bar{1}\bar{1}2$]. Так как в кристаллах с ОЦК-решеткой системы $\{112\} \langle 111 \rangle$ одновременно являются системами скольжения и двойникования, то начало деформации кристаллов двойникованием свидетельствует о том, что медь в сплаве повышает критическое напряжение сдвига для решеточных дислокаций по данным системам.

Деформация монокристаллов растяжением. Образцы для эксперимента (10×70×0,5 мм) были вырезаны из монокристаллов технического сплава Fe–3 % Si направлением растяжения параллельно направлению холодной прокатки, т.е. близко параллельно к кристаллографическому направлению $[001]$. С целью оценки степени совершенства ребровой текстуры на исходных

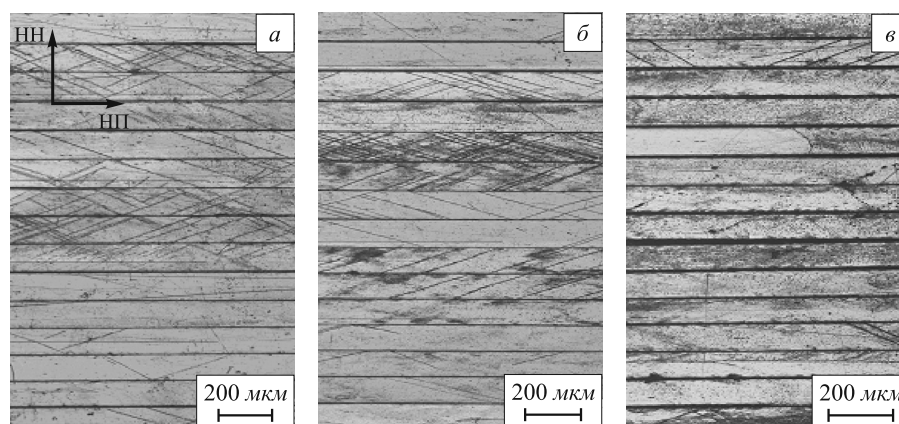


Рис. 1. Влияние наличия меди в электротехнической стали на ее склонность к деформационному двойникованию при холодной прокатке (степень деформации ~30 %): а – серия образцов № 1 ($C_{\text{Cu}} \sim 0,5 \%$); б – серия образцов № 2 ($C_{\text{Cu}} \sim 0,5 \%$); в – серия образцов № 3 ($C_{\text{Cu}} \sim 0,05 \%$)

монокристаллах производилось измерение магнитной индукции и, затем, согласно работе [11], ее значение пересчитывалось в средний угол рассеяния текстуры (α). Результаты измерений магнитных свойств исходных монокристаллов и механических характеристик исследуемых образцов представлены в табл. 2.

Все монокристаллические образцы характеризуются похожим видом кривых упрочнения. Однако монокристаллы с близкой ориентацией попарно, вне зависимости от содержания в них меди, имеют подобные кривые упрочнения (рис. 2) и близкий уровень механических свойств.

Образцы с идеальной ориентировкой (110)[001] (№ 2, 4) имеют более высокие значения временного сопротивления разрыву и несколько более высокую интенсивность упрочнения в области пластического течения. Простой расчет факторов Шмида показывает, что для монокристаллов № 2, 4 на начальном этапе деформации активными являются четыре равноправных системы скольжения семейства $\{112\}\langle 111\rangle$, по сравнению с образцами № 1, 3, в которых скольжение дислокаций на начальном этапе также происходит по нескольким системам семейства $\{112\}\langle 111\rangle$, но с преимущественным выделением одной из них. По всей видимости, это при-

водит к более ранней переориентации кристаллической решетки и множественному скольжению в образцах № 1, 3 (по сравнению с образцами № 2, 4).

Исследования микроструктуры показали, что резкое снижение напряжения в начале деформации в образце № 4 связано деформационным двойникованием. Сравнительно быстрое разрушение образца № 3, по-видимому, обусловлено случайными причинами (образование трещины у неметаллического включения). Таким образом, на деформационное поведение монокристаллов при их одноосном растяжении более существенное влияние оказывает их исходная ориентировка. Следовательно, наличие меди не влияет на скольжение дислокаций на стадии развитой пластической деформации и не сказывается на упрочнении монокристаллов.

Влияние меди на процессы первичной рекристаллизации в ранее деформированных монокристаллах.

Исследование проводилось на полосках готовой ЭАС (0,28×280×30 мм) с удаленным электроизоляционным покрытием с содержанием меди ~ 0,05 % (образцы № 1, 2) и ~ 0,5 % (образцы № 3, 4). Образцы подвергали холодной прокатке со степенью деформации 64 % (прокатка до 0,1 мм).

На холоднокатаных образцах проводился градиентный отжиг в интервале температур 400 – 900 °С. Образцы № 2, 4 помещались в холодную печь в градиентную зону, после чего нагревались до 400 °С с печью (скорость нагрева ~ 0,1 °С/с), затем до 900 °С образцы нагревались со скоростью ~ 0,004 °С/с, далее следовало охлаждение на воздухе. Образцы № 1, 3 помещались в разогретую печь в градиентную зону, где выдерживались в течение 10 мин с последующим охлаждением на воздухе. После обработки проводились металлографические исследования микроструктуры (рис. 3, номера рядов соответствуют номерам образцов).

В деформированном состоянии в сплаве с медью основными элементами мезоструктуры (как показано выше) являются двойники деформации (рис. 3, а). Сплав без меди в деформированном состоянии характеризуется наличием полос сдвига (см. рис. 3, а), в некоторых зернах наблюдаются деформационные полосы, разделенные переходными полосами.

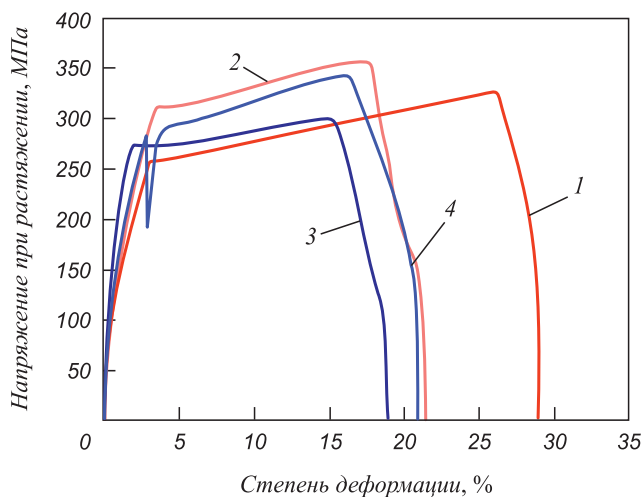


Рис. 2. Кривые упрочнения монокристаллических образцов технического сплава Fe–3 % Si с содержанием меди ~ 0,5 % (1, 2) и ~ 0,05 % (3, 4)

Таблица 2

Магнитные свойства исходных ребровых монокристаллов и механические свойства образцов технического сплава Fe–3 % Si

Номер образца (~ C _{Cu} , % (по массе))	B ₁₀₀ , Тл	B ₈₀₀ , Тл	B ₂₅₀₀ , Тл	P _{1,5/50} , Вт/кг	α, °	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ, %
1 (~ 0,50)	1,14	1,45	1,60	2,70	~ 16	104	253	16,5
2 (~ 0,50)	1,53	1,82	1,89	1,65	~ 0	114	304	13,5
3 (~ 0,05)	1,23	1,48	1,60	2,70	~ 16	154	269	11,1
4 (~ 0,05)	1,61	1,83	1,91	1,30	~ 0	129	293	13,6

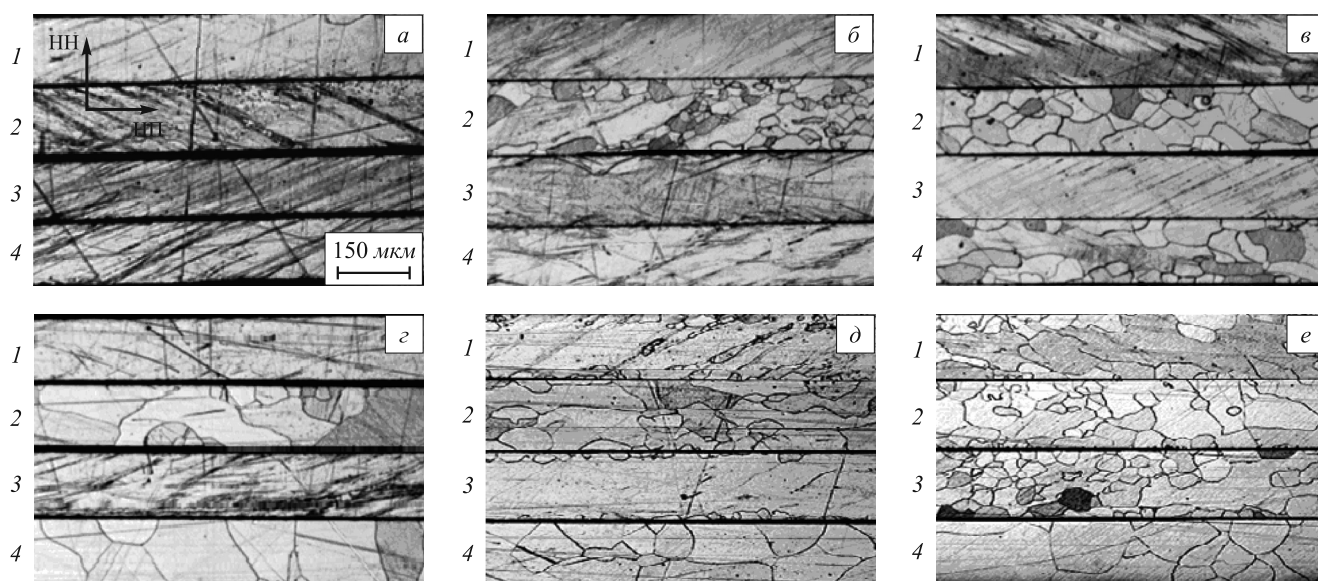


Рис. 3. Влияние меди на изменение микроструктуры деформированных монокристаллов технического сплава Fe–3 % Si в процессе отжига на первичную рекристаллизацию:

a – 580 °C; *б* – 630 °C; *в* – 660 °C; *г* – 750 °C; *д* – 880 °C; *е* – 900 °C; ряды 1 и 2 – сплав с содержанием $C_{Cu} \sim 0,05$ %; ряды 3 и 4 – сплав с содержанием $C_{Cu} \sim 0,5$ %; ряды 2 и 4 – скорость нагрева $\sim 0,004$ °C/s; ряды 1 и 3 – скорость нагрева ~ 10 °C/s

В образце № 2 ($C_{Cu} \sim 0,05$ %), проходившем нагрев с медленной скоростью, появление первых первично-рекристаллизованных зерен наблюдалось, начиная с температуры ~ 550 °C. Зародыши ПР формировались в полосах сдвига (см. рис. 3, *a*) и в некоторых зернах на/в двойниках деформации.

В образце с медью (№ 4) появление первых зародышей первичной рекристаллизации происходило на деформационных двойниках при более высокой температуре ~ 630 °C. При этой температуре в образцах сплава без меди (№ 2) наблюдалась интенсивная первичная рекристаллизация (более 50 % объема занято первично-рекристаллизованными зернами, рис. 3, *б*).

При ~ 660 °C в образце № 2 процесс первичной рекристаллизации был практически завершен, фиксировалось сравнительно крупное, достаточно равноосное зерно (рис. 3, *в*). В образце № 4 при данной температуре наблюдалась ПР (более 50 % объема занято первично-рекристаллизованными зернами, см. рис. 3, *г*).

Отсутствие деформированных областей в структуре образца № 4 наблюдалось только при температуре ~ 750 °C (рис. 3, *з*). Более крупное зерно в образце № 4 по сравнению с образцом № 2 свидетельствует о заметно меньшем количестве зародышей ПР, реализующихся в образцах сплава, содержащих медь.

Появление новых зерен в образцах, проходивших быстрый нагрев на первичную рекристаллизацию (№ 1, 3), начинается независимо от содержания меди в сплавах практически одновременно при температуре ~ 880 °C (рис. 3, *д*). В образце № 1 зародыши ПР образуются как в поверхностном слое, так и в полосах сдвига. В образце № 4 новые зерна преимущественно образуются в поверхностном слое (см. рис. 3, *д*).

При температуре ~ 900 °C (рис. 3, *е*) первичная рекристаллизация оказалась завершенной во всех образцах. При этом размер зерен в образцах, проходивших быстрый нагрев на первичную рекристаллизацию, для обоих химических составов сплавов оказывается достаточно близким. В образце № 4, проходившем медленный нагрев на ПР, наблюдается самый крупный размер зерен, существенно превышающий средний размер кристаллитов после завершения процесса ПР при ~ 750 °C. Последний факт свидетельствует о протекании в данном образце интенсивного нормального роста.

Таким образом, наличие меди в деформированных монокристаллах Fe–3 % Si замедляет процесс первичной рекристаллизации в случае проведения отжига с низкой скоростью нагрева. Замедление процесса ПР выражается как в смещении температурного интервала протекания ПР в область более высоких температур, так и в уменьшении количества зародышей ПР, что, в свою очередь, приводит к укрупнению первично-рекристаллизованного зерна. Очевидно, что эти процессы отражаются на текстурных характеристиках образцов и требуют отдельного изучения.

Исследования тонкой структуры образцов. Анализ микроструктуры на стадии деформации не показал каких-либо существенных различий между образцами сплава с содержанием меди 0,05 и 0,5 % (рис. 4, *a*, *б*). Более того, как в структуре, так и на электронограммах образцов, признаков наличия частиц медной фазы не выявлено [на электронограмме (см. рис. 4, *a*) наблюдаются слабые рефлексы FeO]. По всей видимости, резкое повышение плотности дислокаций при деформации приводит к растворению частиц медьсодержащих фаз, т.е. к образованию пересыщенного твердого раствора.

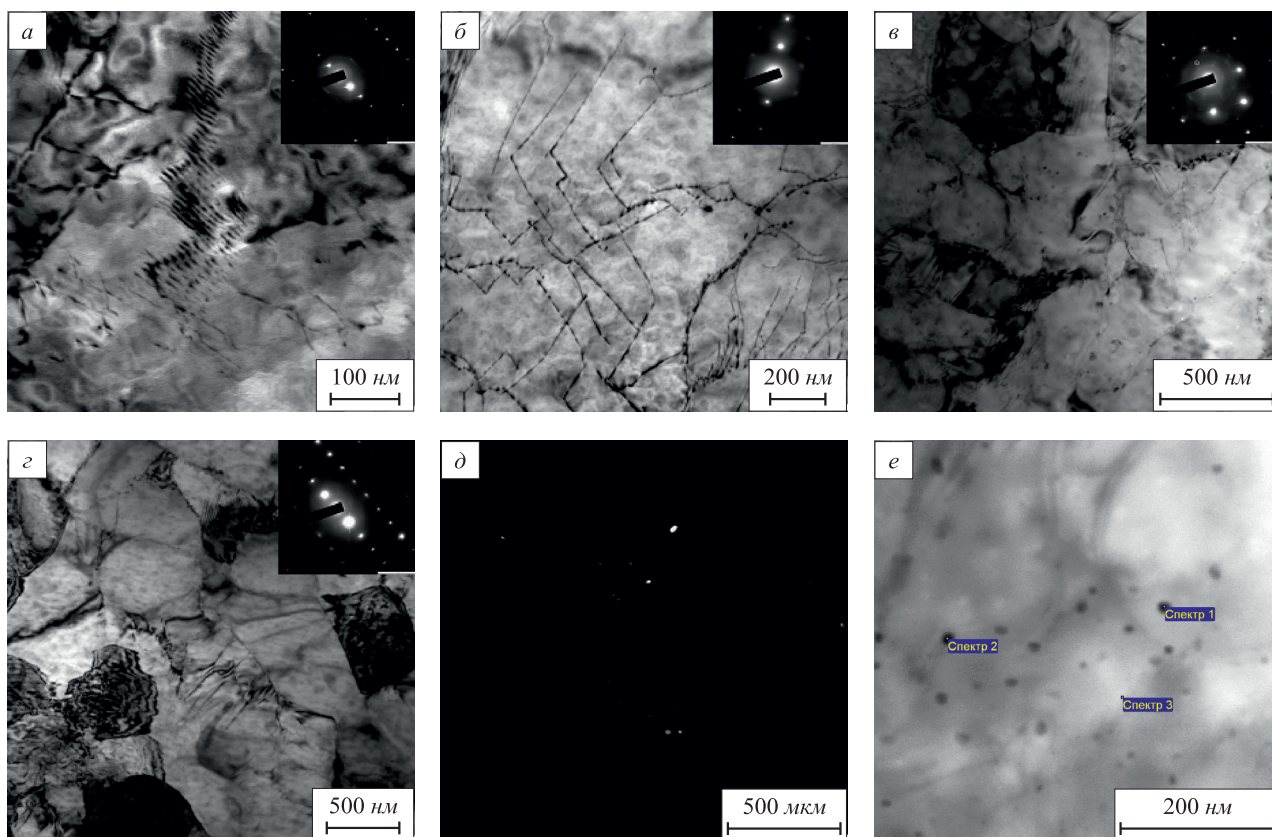


Рис. 4. Электронномикроскопический анализ образцов сплава с различным содержанием меди после деформации и начальных стадий первичной рекристаллизации:

a, в, д, е – $C_{Cu} \sim 0,5\%$; *б, з* – $C_{Cu} \sim 0,05\%$; *a – з* – микроструктура с изображениями микродифракций; *д* – темнопольное изображение в рефлексе $[200]_{Cu}$ с «в»; *е* – область точечного микрорентгеноспектрального анализа; *a, б* – холодная прокатка ($\epsilon \approx 30\%$); *в, з, д, е* – начальные стадии первичной рекристаллизации

Микрофотографии образцов на стадии начала первичной рекристаллизации существенно отличаются. В образцах с $0,5\%$ Cu наблюдаются частицы сферической формы размером $\sim 10-40$ нм, хаотично распределенные по сечению. На электронограмме с данной области обнаруживаются рефлексы с характерными межплоскостными расстояниями чистой меди (рис. 4, в, д). Результаты микрорентгеноспектрального анализа обнаруженных частиц (рис. 4, е, спектр 1 и 2) показывают, что они содержат более 90% Cu и до 10% Fe (без S и Si). Полученный результат объясняется тем, что выделения меди в железе размером несколько нанометров могут содержать только $50-70\%$ Cu и иметь ОЦК-решетку [12]. Таким образом, обнаруженные частицы можно классифицировать как ϵ -фазу.

Частицы ϵ -фазы, как правило, расположены в теле матрицы, т.е. не на одиночных дислокациях или их скоплениях. Кроме того, появление частиц наблюдается только на стадии первичной рекристаллизации. Учитывая вышеперечисленное, трудно предполагать, что достаточно большие частицы ϵ -фазы (до 40 нм) могут препятствовать перераспределению дислокаций, формированию и росту зародышей рекристаллизации. По всей видимости, кроме формирования частиц ϵ -фазы, медь влияет на процессы структурообразования в спла-

ве Fe–3 % Si на более высоком масштабном уровне, т.е. через формирование атмосфер меди или когерентных предвыделений меди на дислокациях, которые приводят к изменению фундаментальных характеристик кристаллической структуры (барьер Пайерлса и энергия дефекта упаковки) и, следовательно, повышению температуры ПР (см. выше).

При подобном механизме влияния меди на структурообразование в сплаве Fe–3 % Si, представленные электронномикроскопические фотографии не могут дать достаточной информации для объяснения полученных экспериментальных результатов. Таким образом, дальнейшие исследования должны быть направлены на изучение особенностей дислокационной структуры на атомном уровне и опираться на результаты первопринципных расчетов.

Выводы. Установлено, что монокристаллы технического сплава Fe–3 % Si–0,5 % Cu существенно более склонны к деформационному двойникованию на начальной стадии холодной прокатки по сравнению с монокристаллами сплава Fe–3 % Si, т.е. медь в сплаве повышает критическое напряжение сдвига для дислокаций систем $\{112\}\langle 111 \rangle$.

На деформационное поведение монокристаллов при их одноосном растяжении более существенное влияние

оказывает их исходная ориентировка. Наличие меди не влияет на скольжение дислокаций на стадии развитой пластической деформации и не сказывается на упрочнении монокристаллов.

Показано, что наличие меди в количестве 0,5 % в исходно монокристаллическом техническом сплаве Fe–3 % Si повышает температуру первичной рекристаллизации, причем затрудняет как процесс зародышеобразования, так и непосредственно рост свободных от дислокаций кристаллитов.

Электронномикроскопическими исследованиями обнаружено выделение частиц ϵ -фазы в структуре рекристаллизованных образцов. Морфология выделений и их появление не могут препятствовать перераспределению дислокаций, формированию и росту зародышей первичной рекристаллизации. Высказано предположение, что медь влияет на процессы структурообразования в сплаве Fe–3 % Si через изменение фундаментальных характеристик кристаллической структуры. Физический механизм подобного влияния меди и связанные с ним особенности преобразования текстуры нуждаются в дальнейших исследованиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 7. С. 18 – 25.

2. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 8. С. 3 – 7.
3. Пат. 3873380. США. Process for making copper-containing oriented silicon steel / Malagari F.A. Оpubл. 25.03.1975.
4. Брашewan Г.А., Бородкина М.М., Крылова Л.М. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1990. № 9. С. 28 – 34.
5. Дубров Н.Ф., Лапкин Н.И. Электротехнические стали. – М.: Госуд. науч.-техн. изд. черной и цветной металлургии, 1963. – 384 с.
6. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
7. Jenkins, M. Lindenmo. // J. Magn. Magn. Mater. 2008. Vol. 320. No. 20. P. 2423 – 2429.
8. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Kagan I.V. // Steel in Translation. 2010. Vol. 40. No. 3. P. 219 – 224.
9. Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A., Kagan I.V., Lobanov M.L. // The Physics of Metals and Metallography. 2010. Vol. 109. No. 6. P. 662 – 669.
10. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Kagan I.V. // The Physics of Metals and Metallography. 2011. Vol. 111. No. 5. P. 530 – 536.
11. Homma H., Hutchinson B., Kubota T. // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2003. Vol. 254 – 255. P. 331 – 333.
12. Горностырев Ю.Н., Карькин И.Н., Карькина Л.Е. // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. № 7. С. 1317–1324.

© 2012 г. А.А. Редикульцев, А.С. Юровских
Поступила 13 декабря 2011 г.

УДК 669.15-196:669.13

В.Е. Баженов, М.В. Пикунов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

О МЕХАНИЗМЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ГРАФИТА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЧУГУНОВ

Вопрос, определенный заглавием данной статьи, несмотря на обилие публикаций, не имеет достаточно общепризнанного решения. Авторы работы [1] выделяют четыре основные теории зародышеобразования графита в чугунах. По первой, сформулированной в последнее время теории, считается, что центром кристаллизации графита является частица фуллерит, состоящая из фуллеренов. Фуллерен представляет собой молекулу углерода, атомы которой находятся на замкнутой поверхности. Согласно второй теории, выдвинутой довольно давно, центрами кристаллизации графита в чугунах являются неметаллические включения (оксиды и сульфиды). В подтверждение правильности этой теории указывается, что при графитизации белых чугунов вокруг сульфидных неметаллических включений наблюдается графитная оторочка. В то же время авторы работы [1] утверждают, что в ряде иссле-

дований доказано, что неметаллические включения (не уточняется, какие именно) не могут служить центрами кристаллизации графита. По третьей теории центрами кристаллизации графита являются неметаллические включения, активированные дисперсными частицами первичного графита, которые в виде оболочки кристаллизуются на неметаллических включениях. По четвертой теории центрами являются недорастворившиеся частицы графита.

В работе [2] предполагается, что при добавлении магния в чугун происходит образование оксидных и сульфидных включений магния, которые являются подложкой для кристаллизации графита. Присутствие магния замедляет скорость роста уже возникших графитных включений (причина этого явления не объясняется), и аустенит, растущий на графитных включениях, обволакивает частицы графита и блокирует их рост.

В работе [3] собраны результаты большого числа исследований о зарождении и росте кристаллов графита в чугунах. Наиболее распространена точка зрения, согласно которой центрами кристаллизации графита являются кристаллы SiO_2 или кристаллы типа MeC_2 . Одна из теорий связывает различие в форме кристаллов графита с различными механизмами их роста. Наличие примесей в расплаве (S, Mg) может интенсифицировать рост по одним граням и нейтрализовать по другим. В другой теории форма кристаллов графита в чугуне связывается с концентрационным переохлаждением. При добавлении магния в расплав концентрационное переохлаждение увеличивается и образуются пирамиды на фронте кристаллизации. Эти пирамиды, срастаясь, образуют сферолиты графита. Наиболее старой является адсорбционная теория. Поверхностно активные элементы (S, O) адсорбируются на гранях $\{1\bar{1}00\}$ решетки графита и тем самым увеличивают скорость роста этих граней. Наличие же активных примесей (Mg) приводит к нейтрализации влияния поверхностно активных элементов и рост в направлении $\{1\bar{1}00\}$ практически прекращается. В работе [3] цитируется большое число исследований, где подробно рассматривается кристаллографическая сторона зарождения и роста кристаллов графита в чугунах.

В настоящей работе процесс зарождения и роста графита рассмотрен с помощью политермических сечений многокомпонентных систем на основе железа с помощью программы Thermo-Calc, на примере чугунов СЧ10 и ВЧ50, составы которых представлены в табл. 1.

Как видно, главное отличие состава чугуна ВЧ50 от СЧ10 состоит в пониженном содержании фосфора (0,1 % против 0,3 %) и в резко уменьшенном содержании серы (0,02 % против 0,15 %).

Чтобы рассмотреть равновесную кристаллизацию чугуна СЧ10, построили политермическое сечение диаграммы Fe–C–Si–Mn–P–S при переменном содержании серы от 0 до 0,2 % и при постоянном содержании легирующих элементов и примеси фосфора (см. табл. 1). Сечение построено в программе Thermo-Calc на основе термодинамической базы TCFe4. Расчет в програм-

ме Thermo-Calc осуществляется CALPHAD-методом. Сечение представлено на рис. 1.

Фазовые изменения чугуна СЧ10, содержащего 0,15 % S, при равновесной кристаллизации можно видеть на ординате e . Кристаллизация этого чугуна начинается при 1230 °C (точка e_1) с появления сульфидов марганца MnS. Этот процесс продолжается до 1180 °C (точка e_2). В интервале 1180 – 1150 °C (от точки e_2 до точки e_3) кристаллизуется двойная эвтектика $L \rightarrow \text{MnS} + \Gamma$ (графит). От 1150 до 1050 °C (от точки e_3 до точки e_4) кристаллизуется тройная эвтектика $L \rightarrow \text{MnS} + \Gamma + \gamma$ (аустенит). Эти три фазы составляют структуру чугуна СЧ10 с 0,15 % S до 900 °C. По расчетам в программе Thermo-Calc массовая доля первичной кристаллизующейся фазы MnS очень мала (0,0024). Вероятно, из-за этого экспериментально она часто не фиксируется, и обычно принято считать, что первично кристаллизуется графит $L \rightarrow \Gamma$, а после этого происходит эвтектический процесс $L \rightarrow \Gamma + \gamma$. Однако в работе [4] подчеркивается, что сульфид марганца образуется раньше, чем появляется графитная или цементитная эвтектика.

По диаграмме на рис. 1 видно, что при меньших содержаниях серы от 0,15 до 0,10 % (точка q_1) кристаллизация чугуна СЧ10 по-прежнему начинается с выпадения кристаллов сульфида марганца, но при постепенно снижающейся до 1180 °C температуре. Дальнейшая кристаллизация чугуна СЧ10 с 0,10 – 0,15 % S полностью совпадает с описанной кристаллизацией этого чугуна с 0,15 % S.

В случае еще меньшего содержания серы от 0,10 до 0,07 % (точка q_2) кристаллизация чугуна СЧ10 должна начинаться при 1180 °C с появления первичных крис-

Таблица 1

Составы чугунов СЧ10 (ГОСТ 1412–85) и ВЧ50 (ГОСТ 7293–85)

Марка чугуна	Содержание (среднее) легирующих элементов и примесей, % (по массе)				
	C	Si	Mn	P	S
СЧ10 (ГОСТ 1412–85)	3,6	2,4	0,6	0,3	0,15
ВЧ50 (ГОСТ 7293–85)	3,4	2,0	0,6	0,1	0,02

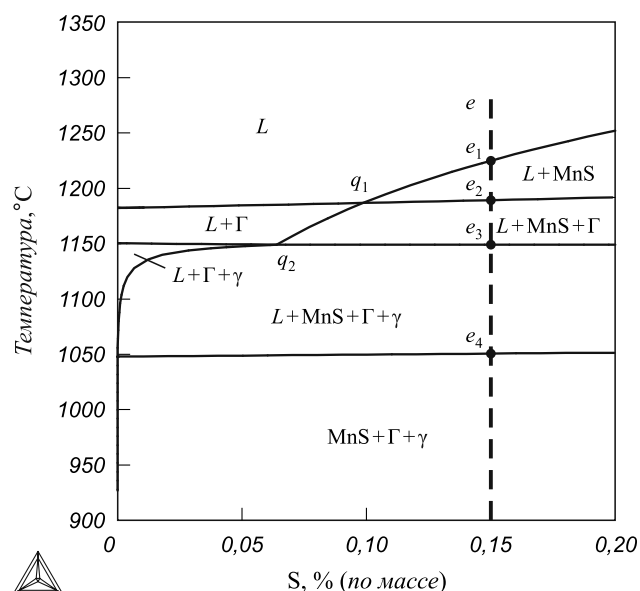


Рис. 1. Политермическое сечение диаграммы состояния Fe–C–Si–P–Mn–S при содержании серы от 0 до 0,2 % и постоянном содержании C, Si, P, Mn, соответствующем чугуна СЧ10 (табл. 1)

таллов графита $L \rightarrow \Gamma$ и последующего образования двойной эвтектики $L \rightarrow \Gamma + \text{MnS}$, температура начала появления которой определяется линией между точками q_1 и q_2 , т.е. от 1180 до 1150 °С. Заканчивается кристаллизация чугуна СЧ10 с 0,07 – 0,10 % S образованием тройной эвтектики $L \rightarrow \Gamma + \text{MnS} + \gamma$ в интервале 1150 – 1050 °С, т.е. так же, как при 0,10 – 0,15 % S и, судя по диаграмме на рис. 1, при 0,20 % S. При еще меньшем содержании серы от 0,07 до 0 % кристаллизация чугуна СЧ10 должна начаться также с появления первичного графита Γ от 1180 до 1150 °С, после чего должна кристаллизоваться двойная эвтектика $L \rightarrow \Gamma + \gamma$, конец кристаллизации которой понижается от 1150 до 1050 °С по мере уменьшения содержания серы в чугуне до 0 %. После указанной двойной эвтектики $\Gamma + \gamma$ при значащем содержании серы должна образовываться тройная эвтектика $L \rightarrow \Gamma + \gamma + \text{MnS}$. Таким образом и в этом случае кристаллизация должна завершиться при 1050 °С.

Рассмотрим кристаллизацию чугуна ВЧ50 с различным содержанием магния. На рис. 2 представлено политермическое сечение диаграммы состояния системы Fe–C–Si–Mn–P–S–Mg с возрастающим содержанием магния от 0 до 0,1 % при постоянном содержании всех остальных компонентов и примесей (см. табл. 1).

Фазовые превращения при равновесной кристаллизации чугуна ВЧ50, содержащего 0,08 % Mg, видны на ординате h (рис. 2, а). Кристаллизация этого чугуна начнется при 1180 °С (точка h_1), когда появляются первичные кристаллы аустенита γ , которые выпадают из расплава до 1150 °С (точка h_2). Далее в малом температурном интервале 1150 – 1145 °С (от точки h_2 до точки h_3) происходит эвтектическое превращение $L \rightarrow \gamma + \Gamma$ (графит). Затем рассматриваемый сплав по-

падает в четырехфазную область $L + \gamma + \Gamma + L_2$. При 1125 °С (точка h_4) исчезает исходная жидкость L . Далее, до 800 °С (точка h_5) существует трехфазное равновесие $\gamma + \Gamma + L_2$ (см. рис. 2, б). Ниже 800 °С равновесие становится четырехфазным $\gamma + \Gamma + L_2 + \alpha$ из-за появления феррита α . При 780 °С (точка h_6) исчезает аустенит γ и равновесие вновь становится трехфазным $\Gamma + L_2 + \alpha$. При 710 °С (точка h_7) в структуре появляется новая четвертая фаза – сульфид марганца (MnS): $\Gamma + L_2 + \alpha + \text{MnS}$. Наконец при 560 °С (точка h_8) жидкость L_2 исчезает и в структуре появляется чистый магний (Mg). Таким образом сульфид марганца как самостоятельная фаза в структуре чугуна ВЧ50 с 0,08 % Mg в ходе кристаллизации исходного расплава – жидкости L не появляется и возникает при температуре ниже 570 °С.

Кристаллизация чугуна ВЧ50, имеющего состав, указанный в табл. 1 и содержащего 0,01 % Mg, может быть представлена по ординате f на рис. 2, а. Процесс начнется при 1180 °С (точка f_1) с появления первичного аустенита γ и будет продолжаться до 1150 °С (точка f_2). В очень узком интервале 1150 – 1145 °С (от точки f_2 до точки f_3) будет кристаллизоваться двойная эвтектика $L \rightarrow \gamma + \Gamma$. От 1145 до 1125 °С (от точки f_3 до точки f_4) кристаллизуется тройная эвтектика $L \rightarrow \gamma + \Gamma + \text{MnS}$ (сульфид марганца). На этом кристаллизация чугуна ВЧ50 с 0,01 % Mg заканчивается.

Для более полного представления о кристаллизации чугуна ВЧ50 в программе Thermo-Calc были определены массовые доли фаз, участвующих в этом процессе, и содержание в этих фазах серы и магния.

В табл. 2 приведены данные о кристаллизации чугуна ВЧ50 с 0,08 % Mg. Здесь представлены семь фаз,

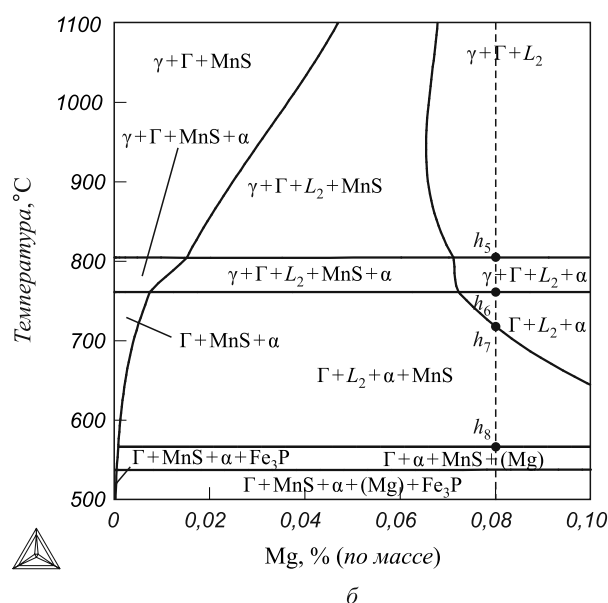
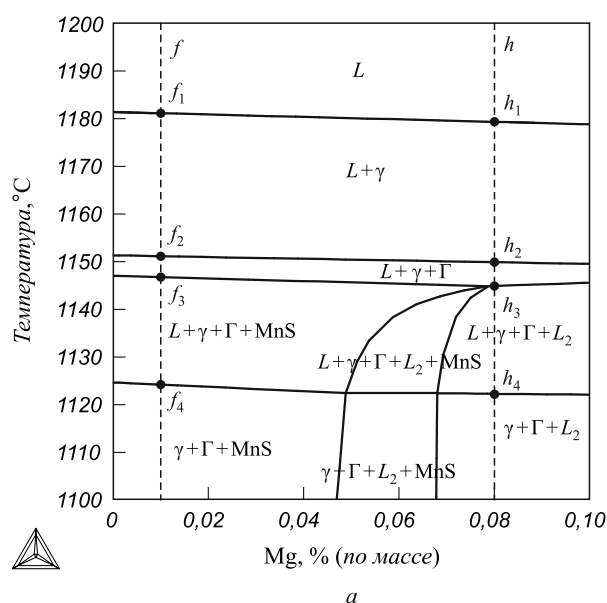


Рис. 2. Политермическое сечение диаграммы состояния Fe–C–Si–P–Mn–S–Mg при содержании магния от 0 до 0,1 % и постоянном содержании C, Si, P, Mn, S, соответствующем чугуну ВЧ50 (табл. 1)

Таблица 2

**Фазовые составляющие, их массовые доли и содержание в них серы и магния
в ходе равновесной кристаллизации чугуна ВЧ50 с 0,08 % Mg (ордината h на рис. 2, а)**

$t, ^\circ\text{C}$	Фазовая составляющая									
	$L; \alpha$			$L_2; (\text{Mg})$			γ, MnS			Γ
	m , массовая доля	S, %	Mg, %	m , массовая доля	S, %	Mg, %	m , массовая доля	S, %	Mg, %	m , массовая доля
1200	1,000	0,020	0,080							
1175	0,979	0,020	0,081				0,021	$0,97 \cdot 10^{-4}$	0,032	
1150	0,863	0,023	0,087				0,137	$1,01 \cdot 10^{-4}$	0,035	
1149	0,725	0,028	0,096				0,272	$1,19 \cdot 10^{-4}$	0,038	0,003
1145	0,368	0,054	0,130				0,622	$2,29 \cdot 10^{-4}$	0,052	0,010
1144	0,299	0,052	0,133	$1,53 \cdot 10^{-4}$	27,308	25,775	0,689	$2,22 \cdot 10^{-4}$	0,053	0,012
1125	0,008	0,033	0,137	$7,78 \cdot 10^{-4}$	25,168	31,577	0,973	$1,40 \cdot 10^{-4}$	0,056	0,018
1120				$7,96 \cdot 10^{-4}$	24,955	32,157	0,981	$1,29 \cdot 10^{-4}$	0,055	0,019
810				$1,18 \cdot 10^{-3}$	16,932	54,029	0,971	$6,05 \cdot 10^{-7}$	0,017	0,028
800	<u>0,083</u>	<u>$1,05 \cdot 10^{-6}$</u>	<u>0,010</u>	$1,19 \cdot 10^{-3}$	16,745	54,539	0,888	$4,71 \cdot 10^{-7}$	0,016	0,028
770	<u>0,796</u>	<u>$3,21 \cdot 10^{-7}$</u>	<u>0,008</u>	$1,25 \cdot 10^{-3}$	15,970	56,642	0,169	$1,29 \cdot 10^{-7}$	0,014	0,033
760	<u>0,965</u>	<u>$1,94 \cdot 10^{-7}$</u>	<u>0,008</u>	$1,27 \cdot 10^{-3}$	15,782	57,152				0,034
710	<u>0,965</u>	<u>$4,06 \cdot 10^{-8}$</u>	<u>0,005</u>	$1,29 \cdot 10^{-3}$	15,213	58,701	<u>$1,20 \cdot 10^{-5}$</u>	<u>36,856</u>	<u>0,000</u>	0,034
570	<u>0,965</u>	<u>$1,78 \cdot 10^{-10}$</u>	<u>$9,26 \cdot 10^{-4}$</u>	$1,12 \cdot 10^{-3}$	10,822	70,622	<u>$2,14 \cdot 10^{-4}$</u>	<u>36,856</u>	<u>0,000</u>	0,034
560	<u>0,965</u>	<u>$1,15 \cdot 10^{-10}$</u>	<u>$8,03 \cdot 10^{-4}$</u>	<u>$7,92 \cdot 10^{-4}$</u>	<u>0</u>	<u>99,980</u>	<u>$5,43 \cdot 10^{-4}$</u>	<u>36,856</u>	<u>0,000</u>	0,034

участвующих в кристаллизации: исходная жидкость L , феррит α , вторая жидкость L_2 , сульфид марганца MnS , аустенит γ , чистый магний (Mg), графит Γ . Расчетные данные приведены от 1200 до 500 $^\circ\text{C}$. В табл. 2 имеется пять колонок. Во второй, третьей и четвертой колонках указано по две фазы, каждая первая фаза не подчеркнута, как и относящиеся к ней сведения при соответствующих температурах. Каждая вторая фаза подчеркнута, как и ее свойства и характеристики при соответствующих температурах.

При 1200 $^\circ\text{C}$ существует одна фаза – жидкость L . Ее массовая доля равна единице, в ней содержится 0,020 % S и 0,080 % Mg. При 1175 $^\circ\text{C}$ массовая доля жидкости L уменьшается до 0,979, при этом состав этой жидкости не изменяется. Массовая доля появившегося аустенита равна 0,021, в нем содержится $0,97 \cdot 10^{-4}$ % S и 0,032 % Mg. При 1125 $^\circ\text{C}$ массовая доля жидкости L снижается до 0,008, в ней содержится 0,033 % S и 0,137 % Mg. Появившаяся вторая жидкость L_2 имеет массовую долю $7,78 \cdot 10^{-4}$ и содержит 25,168 % S и 31,577 % Mg. Массовая доля аустенита γ возрастает до 0,973, в нем содержится $1,40 \cdot 10^{-4}$ % S и 0,056 % Mg. Массовая доля появившегося графита Γ равна 0,018. Ниже 1125 $^\circ\text{C}$ исходной жидкости L уже нет, массовая доля жидкости L_2 при 770 $^\circ\text{C}$ достигает величины $1,25 \cdot 10^{-3}$ с содержанием 15,970 % S и 56,642 % Mg. При

770 $^\circ\text{C}$ массовая доля аустенита γ снижается до 0,169 с содержанием $1,29 \cdot 10^{-7}$ % S и 0,014 % Mg. Ниже 770 $^\circ\text{C}$ в структуре чугуна аустенит γ отсутствует, а массовая доля феррита α при 710 $^\circ\text{C}$ возрастает до 0,965 при содержании $4,06 \cdot 10^{-8}$ % S и 0,005 % Mg. При 710 $^\circ\text{C}$ массовая доля жидкости L_2 практически остается той же, что и при 770 $^\circ\text{C}$, как и содержание в ней серы и магния. То же можно сказать о феррите α . Массовая доля графита при 710 $^\circ\text{C}$ возрастает до 0,034 и появляется сульфид марганца MnS с массовой долей $1,20 \cdot 10^{-5}$. Важно отметить, что при температуре 710 $^\circ\text{C}$ практически вся сера содержится в жидкости L_2 , так как $1,29 \cdot 10^{-3} \cdot 15,213 = 0,0196$ % (содержание серы в сплаве 0,02 %). При 560 $^\circ\text{C}$ массовая доля феррита α и содержание в нем серы и магния остаются прежними, жидкость L_2 исчезает, появляется чистый магний с массовой долей $7,92 \cdot 10^{-4}$, массовая доля сульфида марганца MnS достигает $5,43 \cdot 10^{-4}$. Массовая доля графита равна 0,034.

В табл. 3 описана кристаллизация чугуна, имеющего состав ВЧ50 (см. табл. 1) при содержании 0,01 % Mg. По данным работы [5] при таком содержании магния в структуре обнаруживается пластинчатый графит. Из табл. 3 видно, что кристаллизация этого сплава начинается при 1180 $^\circ\text{C}$ с появления первичных кристаллов аустенита γ . Этот процесс заканчивается при 1150 $^\circ\text{C}$. Далее идет кристаллизация двойной эвтектики

Таблица 3

Фазовые составляющие, их массовые доли и содержание в них серы и магния в ходе равновесной кристаллизации чугуна ВЧ50 с 0,01 % Mg (ордината f на рис. 2)

$t, ^\circ\text{C}$	Фазовая составляющая									
	Жидкость (L)			γ			MnS			Γ
	m , массовая доля	S, %	Mg, %	m , массовая доля	S, %	Mg, %	m , массовая доля	S, %	Mg, %	m , массовая доля
1200	1,000	0,020	0,010							
1190	1,000	0,020	0,010							
1180	0,994	0,020	0,010	0,006	$1,0 \cdot 10^{-4}$	0,004				
1170	0,946	0,021	0,010	0,054	$1,0 \cdot 10^{-4}$	0,004				
1160	0,899	0,022	0,011	0,101	$1,0 \cdot 10^{-4}$	0,004				
1150	0,663	0,030	0,013	0,333	$1,3 \cdot 10^{-4}$	0,005				0,004
1147	0,373	0,053	0,016	0,617	$2,3 \cdot 10^{-4}$	0,006				0,010
1145	0,251	0,053	0,018	0,736	$2,3 \cdot 10^{-4}$	0,007	$1,8 \cdot 10^{-4}$	36,851	0	0,013
1142	0,149	0,050	0,021	0,836	$2,2 \cdot 10^{-4}$	0,008	$3,4 \cdot 10^{-4}$	36,851	0	0,015
1140	0,109	0,048	0,022	0,875	$2,1 \cdot 10^{-4}$	0,009	$4,0 \cdot 10^{-4}$	36,851	0	0,016
1130	0,021	0,041	0,024	0,961	$1,8 \cdot 10^{-4}$	0,010	$5,2 \cdot 10^{-4}$	36,852	0	0,018
1120				0,981	$1,5 \cdot 10^{-4}$	0,010	$5,4 \cdot 10^{-4}$	36,852	0	0,019

$L \rightarrow \gamma + \Gamma$ (графит). При 1145 °C в структуре сплава присутствуют: жидкость L с массовой долей 0,251, содержащая 0,053 % S и 0,018 % Mg; аустенит γ с массовой долей 0,736, содержащий $2,3 \cdot 10^{-4}$ % S и 0,007 % Mg; сульфид марганца MnS с очень небольшой массовой долей $1,8 \cdot 10^{-4}$ и содержащий 36,851 % S; графит Γ с массовой долей 0,013. При 1130 °C кристаллизация рассматриваемого чугуна может считаться практически законченной, поскольку при этой температуре массовая доля жидкости L равна 0,025. При 1120 °C жидкость L отсутствует, массовая доля аустенита γ равна 0,981 при содержании $1,5 \cdot 10^{-4}$ % S и 0,010 % Mg; массовая доля сульфида марганца MnS равна $5,4 \cdot 10^{-4}$ с содержанием 36,852 % S, массовая доля графита равна 0,019.

Итак, выявлено серьезное различие кристаллизационных процессов серого чугуна СЧ10, в структуре которого имеется пластинчатый графит, и высокопрочного чугуна ВЧ50, в структуре которого должен присутствовать шаровидный графит. Кристаллизация чугуна СЧ10 начинается либо с появления первичных кристаллов сульфида марганца MnS (при $>0,10$ % S), либо после выпадения очень малого количества первичных кристаллов графита в составе двойной эвтектики $\Gamma + \text{MnS}$ (при $<0,1$ % S) и затем в составе тройной эвтектики $\Gamma + \text{MnS} + \gamma$. Таким образом сульфид марганца MnS присутствует практически с самого начала и в течение всего кристаллизационного процесса серого чугуна СЧ10. Кристаллизация чугуна ВЧ50 начинается с выпадения кристаллов первичного аустенита. Если содержание магния в расплаве находится на уровне

0 – 0,08 %, при 1150 °C выпадает графит и затем, при 1145 °C сульфид марганца. Таким образом при кристаллизации чугуна ВЧ50 появление кристаллов графита и выпадение кристаллов сульфида марганца происходит одновременно. Эти обстоятельства дают основание обсудить возможность зарождения кристаллов графита на кристаллах сульфида марганца. Известно [6], что графит относится к веществам с большой энтропией образования. Для таких веществ характерен тангенциальный рост кристаллов, приобретающих форму игл или пластин. Зарождение кристаллов, обладающих тангенциальным ростом, требует больших переохлаждений и поэтому тип конечной структуры зависит от наличия центров кристаллизации. На основании изложенного можно выдвинуть предположение, что частицы сульфида марганца MnS являются центрами кристаллизации для графита Γ . При наличии центров кристаллизации в виде MnS в серых чугунах графит кристаллизуется в пластинчатой форме. В чугунах же высокопрочных, в которых мало серы и отсутствуют центры кристаллизации в виде сульфидов марганца MnS, образование кристаллов графита происходит в условиях значительного переохлаждения и на иных центрах кристаллизации, менее благоприятных, чем сульфид марганца.

Если форма кристаллов графита определяется наличием или отсутствием частиц сульфида марганца как центров кристаллизации, то причина, по которой в чугунах с малым содержанием серы и при отсутствии магния наблюдается образование пластинчатого графита, может заключаться в следующем. При кристалли-

зации высокоэнтропийных фаз, каким является графит Г, требуются большие переохлаждения. Поэтому при температурах несколько ниже границы фазовых областей ($L + \gamma$) и ($L + \gamma + \Gamma$) эвтектическое превращение $L \rightarrow \gamma + \Gamma$ не реализуется, и сплавы попадают в область кристаллизации тройной эвтектики $L \rightarrow \gamma + \Gamma + \text{MnS}$. Этому способствует узкий интервал кристаллизации двойной эвтектики $L \rightarrow \gamma + \Gamma$, равный 5°C .

Чтобы обосновать выдвинутую гипотезу, необходимо рассмотреть возможность совмещения кристаллических решеток сульфида марганца MnS и графита Г. Сульфид марганца ($\alpha\text{-MnS}$) имеет гранецентрированную кубическую (ГЦК) решетку с параметром $a = 5,222 \text{ \AA}$ [7, 8]. Графит имеет гексагональную решетку с параметрами $a = 1,42 \text{ \AA}$ и $c = 3,39 \text{ \AA}$ [9]. Структура графита состоит из чередующихся слоев, составленных из гексагональных ячеек. Каждый слой смещен по отношению к двум соседним на половину диагонали шестиугольника (гексагона). В работе [10] представлена другая элементарная ячейка с параметрами $a = 2,46 \text{ \AA}$ и $c = 6,7 \text{ \AA}$. Это связано с тем, как изображается основание элементарных ячеек решетки – в виде гексагонов со стороной $1,42 \text{ \AA}$ без атома в центре или в виде гексагонов со стороной $2,46 \text{ \AA}$ и с центральным атомом внутри (общепринятое изображение гексагональной решетки). Проекция плоскости ($1\bar{1}00$) графита по данным работы [9] и плоскости (110) сульфида марганца по данным работы [7] представлена на рис. 3. Видно, что по указанным плоскостям имеется довольно близкое соответствие. В направлении $[001]$ разность параметров кристаллических решеток составляет $(7,39 - 6,78) \cdot 100\% / 6,78 = 9,0\%$, а в направлении $[110]$ она составляет $(5,22 - 4,92) \cdot 100\% / 4,92 = 6,1\%$. Принято считать, что для эпитаксии (зарождения и роста кристаллов одного вещества на кристаллах другого)

необходимо, чтобы разность параметров кристаллической решетки веществ была не более 10% [11]. Следовательно, кристаллы сульфида марганца могут быть центрами кристаллизации для графита. Зарождение тем более вероятно, что у сульфида марганца семейство $\{110\}$ состоит из шести плоскостей. У графита семейство $\{1\bar{1}00\}$ также состоит из шести плоскостей. Рассматривалась также возможность совмещения по плоскостям $\{100\}$ сульфида марганца и $\{11\bar{2}0\}$ графита, но расхождение в направлении $[100]$ составило 15% и поэтому этот вариант был отброшен.

Остается невыясненным один важный вопрос. Если сульфид марганца является центром кристаллизации графита в чугунах, почему наблюдается отбел в чугунах, содержащих достаточное количество серы и марганца для образования большого числа центров кристаллизации для графита. Возможно, что сульфид марганца в той же степени может являться центром кристаллизации и для цементита.

В работе [3] указывается, что часто внутри сфероидов графита обнаруживаются частицы кристобалита SiO_2 . Был произведен расчет фазового состава для рассматриваемых в работе чугунов с учетом содержания кислорода. Расчет показывает, что частицы SiO_2 образуются при более высокой температуре, чем сульфид марганца MnS. С них начинается первичная кристаллизация вне зависимости от содержания магния. Следовательно рост частиц сульфида марганца может происходить на ранее образовавшихся частицах оксида кремния SiO_2 .

В заключении нужно отметить, что предлагаемая гипотеза о том, что модифицирование структуры сплавов связано с отсутствием центров кристаллизации, в общем виде была высказана более, чем 50 лет назад в работе [11] для алюминиевых сплавов.

Выводы. Проведен анализ процесса кристаллизации чугунов СЧ10 и ВЧ50 с использованием программы Thermo-Calc.

Показано, что основное различие между чугунами СЧ10 и ВЧ50 выражается в том, что кристаллизация серого чугуна СЧ10 проходит с появлением сульфида марганца с самого начала процесса. Кристаллизация высокопрочного чугуна ВЧ50 начинается с выпадения аустенита, сульфид марганца появляется в конце кристаллизации.

Показано, что ГЦК кристаллическая решетка сульфида марганца MnS по плоскостям $\{110\}$ хорошо сопрягается с гексагональной кристаллической решеткой графита по плоскостям $\{1\bar{1}00\}$.

Выдвинуто предположение, что частицы сульфида марганца служат готовыми центрами кристаллизации для графита, который поэтому приобретает пластинчатую форму, характерную для серого чугуна. В высокопрочном чугуне с достаточным содержанием магния сульфид марганца образуется в конце кристаллизации, а графит кристаллизуется на собственных зародышах

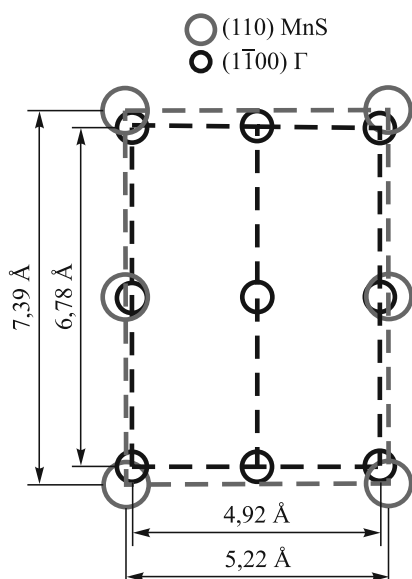


Рис. 3. Схема совмещения кристаллических решеток графита Г и сульфида марганца MnS по плоскостям $\{1\bar{1}00\}$ и $\{110\}$

при значительных переохлаждениях, из-за чего приобретает шаровидную форму. Рост частиц сульфида марганца может происходить на частицах оксида кремния SiO_2 , образовавшихся при более высокой температуре.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Марукович В.И., Стеценко В.Ю. // Металлургия машиностроения. 2007. № 4. С. 14 – 16.
2. Тодоров Р.П. Графитизированные железоуглеродистые сплавы – М.: Металлургия, 1981. – 320 с.
3. ASM Handbook. Vol. 15. Casting. Edited by: D.M. Stefanescu – USA.: ASM International, 1988. – 2002 p.
4. Малиночка Я.Н., Ковальчук Г.З. Сульфиды в сталях и чугунах – М.: Металлургия, 1988. – 248 с.
5. Справочник по чугунному литью / Под ред. Гиршовича Н.Г. – М.: Машиностроение, 1978. – 758 с.
6. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Эвтектическая кристаллизация – М.: Наука, 1981. – 256 с.
7. Романова О.Б. Исследование магнитосопротивления в сульфидах марганца. Автореф. дисс. канд. физ.-мат. наук. – Красноярск.: 2003. – 17 с.
8. Heikens H.N., van Bruggen C.F., Haas C.J. // J. Phys. Chem. Solids. 1978. Vol. 39. P. 833–840.
9. Шаскольская М.П. Кристаллография: Учеб. для вузов. – М.: Высшая школа, 1976. – 391 с.
10. ASM Handbook. Vol. 9. Metallography And Microstructures. Edited by: George F. Vander Voort – USA.: ASM International, 2004. – 2733 p.
11. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1964. – 214 с.

© 2012 г. В.Е. Баженов, М.В. Пикунов

Поступила 21 марта 2012 г.

УДК 621.746.56

Э.Б. Тен¹, Б.М. Киманов², Е.М. Рахуба²

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

² Химико-металлургический институт им. Ж. Абишева

ОСАЖДЕНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ НА ПОВЕРХНОСТИ ФИЛЬТРА

Фильтрация жидких металлов фактически является одним из важнейших технологических инструментов гарантированного получения высококачественного литья и снижения трудоемкости их изготовления. У фильтрованного металла заметно стабилизируются прочностные показатели и существенно возрастают пластические свойства и ударная вязкость. Но особенно эффективно фильтрация снижает дефектность отливок по шлаковым и песчаным включениям, скопления неметаллических включений в сталях и чугунах, обработанных РЗМ (церием, иттрием) и магнием. При этом значительно улучшаются технологические свойства фильтрованного металла – обрабатываемость давлением и резанием. Перечисленные достоинства фильтрации жидкого металла обусловили широкое применение этого способа рафинирования жидкого металла во многих странах, как при производстве фасонного литья, так и при изготовлении литых заготовок для последующего деформирования. Этому предшествовали широкие исследования рассматриваемого процесса, которые позволили выявить механизмы фильтрационного рафинирования и закономерности осаждения неметаллической фазы на поверхности фильтра. Разработаны различные типы фильтров и во многих странах накоплен значительный опыт их применения для рафинирования различных сплавов применительно к разнообразным условиям литья [1 – 12].

Высокая эффективность применения фильтров обусловлена тем, что они обеспечивают комплексную очистку расплава от неметаллических фаз. Прежде

всего, на фильтре задерживаются неметаллические включения, которые присутствуют в жидком металле в виде суспензированных частиц. Также поверхность пор фильтра служит подложкой, на которой осаждается неметаллическая фаза, которая потенциально (по термодинамическим условиям) готова выделиться, но еще не выделилась по кинетическим условиям (ввиду недостаточного количества готовых центров кристаллизации в расплаве и малого химического пересыщения сплава для возникновения гомогенного зародышеобразования). Соответственно, можно выделить три механизма фильтрационного рафинирования жидких металлов: сеточный, адгезионный и затравочный [9].

Сеточный механизм, показанный на рис. 1, а, реализуется путем улавливания неметаллических частиц 1, взвешенных в расплаве, на фильтре 2 как на сетке: фильтр улавливает все частицы, габариты которых больше размера проходного сечения каналов фильтра. При этом неметаллические частицы задерживаются на входной стороне фильтра, если каналы имеют постоянное сечение, или застревают в фильтре при переменных сечениях каналов.

На рис. 1, б представлен адгезионный механизм рафинирования расплава фильтром, при котором неметаллические частицы 1, размером менее сечения каналов фильтра 2, могут проходить вместе с расплавом через фильтр. Но некоторые из них по разным механизмам (за счет эффектов касания, седиментации, градиента скорости по сечению канала фильтра и действия центробежных сил) доставляются к поверхности каналов

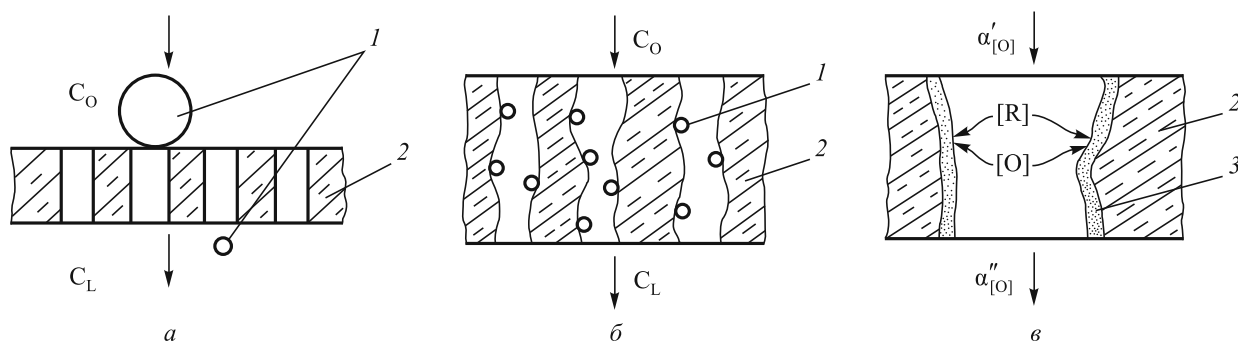


Рис. 1. Механизмы фильтрационного рафинирования жидких металлов:

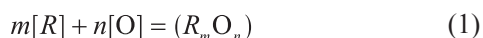
a – сеточный; *б* – адгезионный; *в* – затравочный; 1 – неметаллические включения; 2 – фильтр; 3 – неметаллическая фаза

фильтра, осаждаются на ней и удерживаются силами адгезии, возникающими между фильтром и неметаллической частицей.

Таким образом, сеточный и адгезионный механизмы реализуются путем улавливания неметаллической фазы, которая присутствует в фильтруемом расплаве в виде суспензированных частиц.

Затравочный механизм, показанный на рис. 1, *в*, принципиально отличается от сеточного и адгезионного механизмов, потому что реализуется путем осаждения неметаллической фазы 3 на поверхности фильтра, минуя стадию ее выделения в обособленную частицу. При этом поверхность фильтра 2 служит подложкой для выделения на ней неметаллической фазы непосредственно из расплава [13]. Основным условием для реализации такого механизма является наличие в расплаве сверхравновесно растворенной примеси и химически связывающего ее элемента. При этом степень α химического пересыщения расплава элементами, образующими неметаллическую фазу, должна быть больше единицы ($\alpha > 1$).

В частности, для реакции раскисления



она равна:

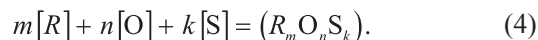
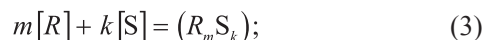
$$\alpha = \frac{[R]_{\text{ф}}^m [O]_{\text{ф}}^n}{[R]_{\text{р}}^m [O]_{\text{р}}^n}, \quad (2)$$

где индексами «ф» и «р» обозначено фактическое и равновесное содержание растворенных в жидком металле раскислителя и кислорода, %.

В расплавах стали и чугуна [14] величина $\alpha \gg 1$, поэтому всегда имеются необходимые термодинамические предпосылки для затравочного осаждения неметаллической фазы. При наличии поверхности фильтра, которая может выполнять роль подложки, эти условия уже становятся достаточными. Поэтому затравочный механизм реализуется всегда, хотя роль его снижается по мере увеличения раскисленности исходного расплава.

Согласно затравочному механизму, неметаллическая фаза образуется непосредственно на поверхности фильтра. Для этого компоненты, образующие неметаллическую фазу, например раскислитель [R] и кислород [O], доставляются к поверхности фильтра, как показано на рис. 1, *в*, и на ней они реагируют друг с другом с образованием неметаллической фазы ($R_m O_n$). При этом материал фильтра может быть химически инертным к протеканию этой реакции или же может участвовать в ней в качестве третьего компонента. В первом случае активность кислорода в фильтрованном металле может снизиться лишь до уровня, определяемого равновесием реакции (1). А во втором случае возможно достижение более глубокой раскисленности фильтрованного металла из-за уменьшения активности $R_m O_n$ при взаимодействии продукта реакции (1) с материалом фильтра.

Очевидно, что при обработке жидкой стали и чугуна элементами с высоким сродством к сере, например, редкоземельными и щелочноземельными металлами (церием, иттрием, магнием и др.), в расплаве возможно протекание реакций десульфурации с образованием сульфидов и окисульфидов [15 – 17]:



В этом случае на фильтре будет осаждаться сульфидная и окисульфидная неметаллическая фаза.

При обработке нитридообразующими элементами (титаном и др.) создаются условия для выделения в расплаве нитридов [18]:



В этом случае на поверхности фильтра будет осаждаться нитридная неметаллическая фаза.

Таким образом, обработка расплава компонентами с высоким сродством к кислороду, сере и азоту и дополнение этой технологической операции процессом фильтрования обеспечивает очистку расплава от неметаллических включений и глубокое рафинирование

его от избыточного содержания примесей – кислорода, серы и азота.

Для получения наглядных подтверждений изложенных представлений в работе изучали границу раздела «металл–фильтр» и выявляли природу фаз на поверхности фильтра.

Для этого использовали зернистый фильтр из гранул магнезита, который размещали в заливочной воронке. При этом для ограничения насыпного слоя гранул снизу и сверху использовали керамические сетки. Фильтр нагревали до температуры $\sim 800^\circ\text{C}$.

Сталь 30Л плавил в индукционной печи и обрабатывали в ковше алюминием и РЗМ в виде цериевого мишметалла в количестве 0,1 и 0,3 % соответственно. Затем ее разливали в формы через фильтр, предварительно нагретый до $\sim 800^\circ\text{C}$.

После разливки фильтр с остатком металла в разливочной воронке разрезали пополам и получили темплет, из которого в последующем получили серный отпечаток, представленный на рис. 2.



Рис. 2. Серный отпечаток остатка металла в разливочной воронке с зернистым фильтром:

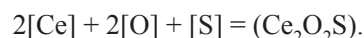
1 – стенка разливочной воронки; 2 – верхняя решетка; 3 – гранула из магнезита (MgO); 4 – металл; 5 – нижняя решетка

На серном отпечатке отчетливо видно, что серо-содержащая неметаллическая фаза выявляется на границе «металл–фильтр» в виде темной каймы, а также в виде крупных скоплений, застрявших между гранулами фильтра.

Наличие серосодержащих выделений на поверхности фильтра свидетельствует о том, что в жидкой стали при обработке алюминием и РЗМ, наряду с реакциями раскисления



имелись и условия для связывания серы в сульфиды и/или оксисульфиды по реакциям



Наличие на поверхности фильтра Al_2O_3 , Ce_2O_3 , Ce_2S_3 и $\text{Ce}_2\text{O}_2\text{S}$ выявляли методом микрорентгеноспектрального анализа. При этом исходили, что локальное сочетание содержания алюминия и кислорода свидетельствует о присутствии оксида алюминия (Al_2O_3), а церий и кислорода – о присутствии оксида церия (Ce_2O_3). Аналогично, если локально присутствуют церий и сера, то может идти речь о наличии сульфида церия (Ce_2S_3), а одновременное присутствие церия, кислорода и серы – о наличии оксисульфида церия ($\text{Ce}_2\text{O}_2\text{S}$).

Для изучения границы раздела «металл–фильтр» из темплета фильтра, из которого получили серный отпечаток, показанный на рис. 2, вырезали образец металла с гранулой с последующим изготовлением шлифа для исследований. Анализ выполняли на рентгеновском микроанализаторе Camebax/MBX фирмы Самеса, Франция с кристалл-дифракционным спектрометром волновой дисперсии.

На рис. 3 приведено изображение во вторичных электронах исследуемой области при различных уве-

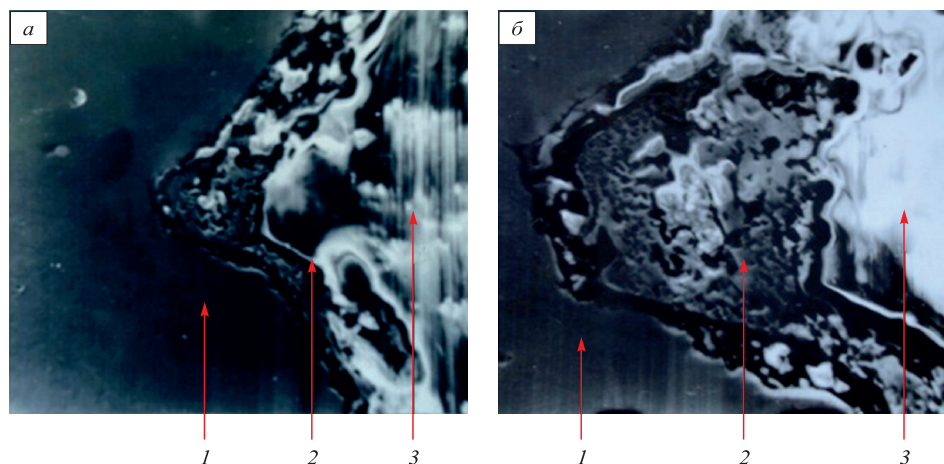


Рис. 3. Общий вид изображения исследуемой области на границе контакта «металл–фильтр» при $\times 400$ (а) и $\times 1200$ (б): 1 – сталь; 2 – слой осажденной неметаллической фазы; 3 – элемент фильтра (гранула MgO)

личениях. На границе раздела между металлом (область 1) и фильтром (область 3) находится зона 2, которая отличается по внешнему виду от соседних областей и, очевидно, представляет собой слой осажденной неметаллической фазы. Толщина этого слоя составляет 10 – 30 мкм.

На рис. 4 приведены результаты сканирования этой области в характеристических лучах Ce, Al, O, S и Mg.

Из рис. 4 видно, что фильтр имеет четкую внешнюю границу, о чем свидетельствует сканограмма магния. А неметаллическая фаза на поверхности фильтра имеет неоднородное и многофазное строение и содержит в своем составе церий, алюминий, кислород, серу, а также магний.

Анализ сканограмм церия и алюминия наглядно указывают на то, что эти элементы однозначно располагаются на внешней поверхности фильтрующей гранулы, точно повторяя ее рельеф. Продукты раскисления и десульфурации – Al_2O_3 , Ce_2O_3 , Ce_2S_3 и Ce_2O_2S имеют высокую температуру плавления и при их осаждении на поверхности фильтра в виде неметаллических включений они должны выявляться как обособленные кристаллические частицы. Тот факт, что промежуточная зона точно повторяет рельеф границы фильтра, служит подтверждением того, что при фильтровании он служил затравкой для выделения на ней неметаллической фазы в виде сплошного слоя.

Наложение сканограмм церия, алюминия, кислорода и серы показывает, что на поверхности фильтра сначала осаждается неметаллическая фаза, содержа-

щая мало серы и много кислорода, меньше алюминия и больше церия. Однако на внешних слоях осаждения имеется слой почти чистого оксида алюминия и на нем тонкая оторочка слоя сульфида (магния). Присутствие в расплаве магния является, видимо, следствием взаимодействия РЗМ с MgO .

Таким образом, полученные результаты прямо и косвенно подтверждают, что при фильтровании жидких металлов реализуются три механизма их рафинирования от неметаллической фазы: сеточный – от крупных частиц и их скоплений; адгезионный – от мелких суспензированных частиц и затравочный – от кристаллизующихся на фильтре как на подложке. При этом, если крупные частицы неметаллической фазы застревают на входной части фильтра или в узких сечениях каналов фильтра, то мелкие частицы осаждаются на поверхности каналов фильтра путем их доставки к поверхности осаждения и формирования между частицей и фильтром прочной адгезионной связи. При затравочном механизме на поверхности фильтра осаждаются не присутствующие в расплаве неметаллические частицы, а потенциально готовая по термодинамическим условиям выделиться неметаллическая фаза. Для этого растворенные в расплаве компоненты $[R]$, $[O]$, $[S]$ или $[N]$, образующие неметаллическую фазу, доставляются к поверхности фильтра путем конвективной и молекулярной диффузии, а затем на поверхности фильтра как на готовой подложке реализуются реакции образования неметаллических фаз $(R_m O_n)$, $(R_m S_k)$, $(R_m O_n S_k)$ или (RN) .

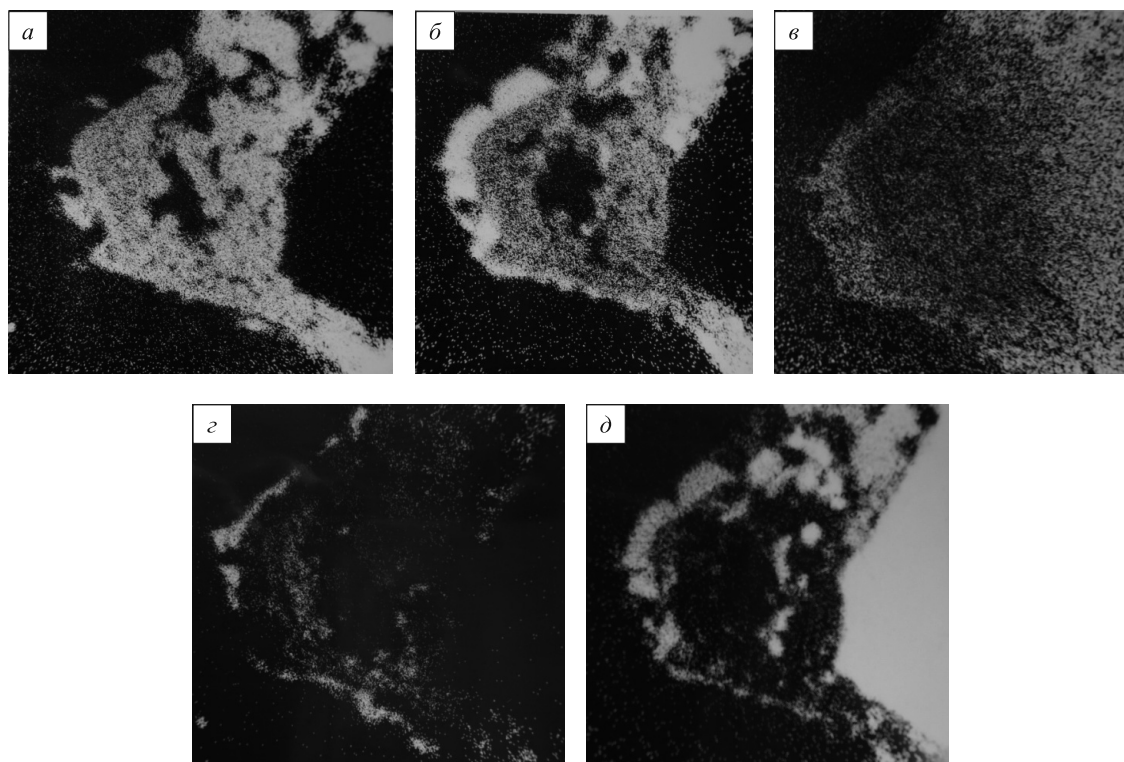


Рис. 4. Результаты сканирования границы раздела «металл–фильтр» в характеристических лучах Ce (а), Al (б), O (в), S (з) и Mg (д)

Выводы. Исследование серного отпечатка фильтра с остатками стали 30Л, обработанной в ковше алюминием и РЗМ, показало, что серосодержащая неметаллическая фаза задерживается фильтром двояким образом: она или осаждается на поверхности фильтра, образуя тонкую кайму, или в виде крупных скоплений застревает в узких сечениях каналов фильтра. С помощью детального изучения границы раздела «металл–фильтр» методом спектрометрического сканирования установлено, что неметаллическая фаза на поверхности фильтра имеет неоднородное и многофазное строение. Наложение сканограмм церия, алюминия, кислорода и серы показало, что в стали, обработанной в ковше алюминием и РЗМ (Се), неметаллическая фаза состоит из оксидной (Al_2O_3 , Se_2O_3), сульфидной (Se_2S_3) и оксисульфидной (Se_2O_2S) составляющих. При фильтровании жидких металлов рафинирующий эффект достигается в результате реализации трех механизмов: улавливания неметаллических частиц за счет сеточного и адгезионного эффектов, а также осаждения неметаллической фазы за счет затравочного эффекта.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фундатор В.И., Леви Л.И., Серебряков В.В. и др. // Литейное производство. 1976. № 11. С. 1–4.
2. Курдюмов А.В., Инкин С.В., Чулков В.С., Графас Н.И. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов. – М.: Металлургия. 1980. – 196 с.
3. Ali S., Apelian D., Mutharasan R. // Canadian Metallurgical Quarterly. 1985. Vol. 24. No 4. P. 311–318.
4. Brockmeyer J.W., Aubrey L.S. // Ceramic Engineering Science Proceedings. 1987. Vol. 8. No. 1–2. P. 63–74.
5. Hammerschmid P., Ianke D. // Stahl und Eisen. 1988. No 5. P. 211–219.
6. Блантер А.М., Дибров И.А., Киселев Л.З., Козлов А.В. // Литейное производство. 1988. № 8. С. 7–8.
7. Тен Э.Б., Киманов Б.М., Калашников А.И. // Литейное производство. 1989. № 12. С. 22.
8. Тен Э.Б., Гришин В.М., Бибииков А.М., Куликов В.А. // Литейное производство. 1990. № 8. С. 6.
9. Тен Э.Б. // Литейное производство. 1990. № 9. С. 5–6.
10. Тен Э.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 11. С. 51–54.
11. Ten E.B., Dibrov I.A. Filtration Refining of Liquid Metals – Theoretical and Application Aspects of the Process // Proceeding of the 65th World Foundry Congress. Geongju. Korea. 2002. P. 967–980.
12. Тен Э.Б., Киманов Б.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 11. С. 23–26.
13. Тен Э.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1992. № 7. С. 54–59.
14. Тен Э.Б., Киселев Л.З., Козлов А.В. и др. // Литейное производство. 1988. № 12. С. 6–8.
15. Тен Э.Б., Киманов Б.М., Нгендакурийо Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1987. № 1. С. 147–148.
16. Тен Э.Б., Воеводина М.В., Сафин Р. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1992. № 3. С. 58–61.
17. Тен Э.Б., Воеводина М.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1995. № 3. С. 57–59.
18. Тен Э.Б., Чегурова Н.К., Вдовин О.В., Куликов В.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1989. № 11. С. 112–115.

© 2012 г. Э.Б. Тен, Б.М. Киманов, Е.М. Рахуба
Поступила 6 декабря 2011 г.

УДК 669.017:539.4.015

**Н.Т. Тихонцева¹, О.А. Софрыгина¹, С.Ю. Жукова¹,
И.Ю. Пышминцев², С.М. Битюков²**

¹ ОАО «Синарский трубный завод»,

² ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В изучении обратимой отпускной хрупкости наибольшее развитие получила теория сегрегации вредных примесей: фосфора и его химических аналогов – As, Sn, Sb по границам зерен, приводящая к ослаблению межзеренного сцепления [1, 2, 3]. В виду того, что фосфор в промышленных сталях содержится значительно в больших количествах, чем As, Sn, Sb, ему отводится ведущая роль в зернограницном охрупчивании. Отрицательное влияние фосфора зависит не только от его концентрации, но и от легирования, конечной структуры стали и суммарной площади границ зерен.

Явление обратимой отпускной хрупкости было обнаружено и подробно исследовано в сталях промышленного производства с повышенным содержанием вредных примесей (фосфора и серы более 0,030 %

каждого). На сегодняшний день, с применением сталей нового поколения, которые отличаются высоким качеством, явление обратимой отпускной хрупкости ушло из зоны внимания. Цель настоящей работы – изучение проявления обратимой отпускной хрупкости в современных сталях с низким содержанием вредных примесей.

Исследования проведены на хромомарганцевых сталях 32ХГ и сталях с различными системами дополнительного легирования 32ХГМА (0,33 % Мо), 32ХБРА (0,08 % Nb+0,003 % В), 32ХФРА (0,05 % Nb+0,05 % V + 0,004 % В), 32ХГМРА (0,16 % Мо + 0,003 % В). Контрольное содержание примесей составило: 0,002–0,006 % S, 0,008–0,011 % P, ≤ 0,01 % As, ≤ 0,01 % Sn и ≤ 0,001 % Sb. Промышленные стали с со-

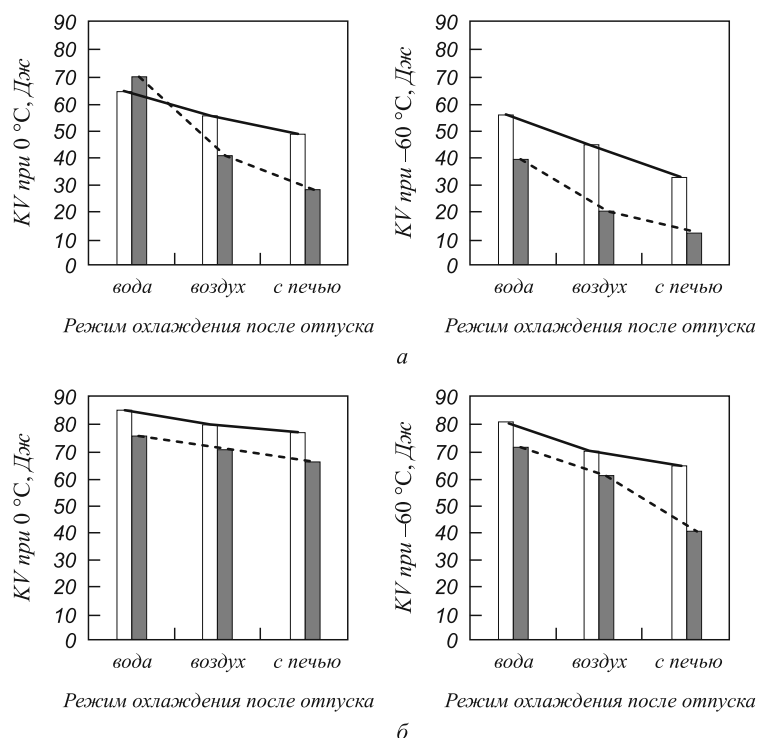


Рис. 1. Зависимость работы удара от режима охлаждения после отпуска при 640 °С для сталей: а – 32ХГ, 32ХБРА; б – 32ХГМРА, 32ХГМА при температурах испытания 0 °С и –60 °С

держанием менее 0,020 % Р и менее 0,015 % S относят к классу особовысококачественных сталей по ГОСТ 4543-71 или специальных сталей по ISO 4948/2-1981, BS EN 10020:2000.

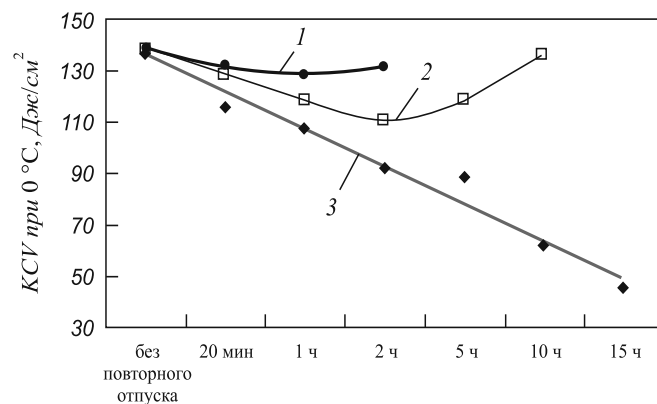
Охрупчивание сталей при отпуске возникает в результате пребывания в интервале температур обратной отпускной хрупкости и проявляется как при замедленном охлаждении после высокого отпуска, так и при нагреве в опасном температурном интервале. В диапазоне температур 520 – 640 °С по схеме вторичного отпуска [4] определены температуры наибольшего охрупчивания при нагреве, которые составили 520 – 560 °С для сталей 32ХБРА, 32ХФРА, 32ХГМРА, и это охрупчивание обратимо. Результаты оценки влияния скорости охлаждения после высокого отпуска при 640 °С на работу разрушения образцов исследуемых сталей приведены на рис. 1.

Введение легирования 0,08 % Nb + 0,003 % В (сталь 32ХБРА) приводит к увеличению степени охрупчивания хромомарганцевой стали примерно в 2 раза при снижении скорости охлаждения после высокого отпуска. Для сталей с легирующими добавками молибдена 0,33 % (32ХГМА) и 0,16 % Мо + 0,003 % В (32ХГМРА) заметного охрупчивания при температуре испытания 0 °С в результате замедленного охлаждения образцов с печью не выявлено.

Для хромомарганцевой стали, по своему составу подверженной обратной отпускной хрупкости, введение молибдена не устраняет развитие охрупчивания при отпуске, но позволяет снизить величину падения

характеристик ударной вязкости и сдвигает область проявления охрупчивания в область более низких температур при испытаниях на ударный изгиб.

В результате повторного нагрева в опасном температурном интервале охрупчивания (первичная термообработка – закалка 870 °С и отпуск 660 °С, 1 ч) при температуре 520 °С с увеличением продолжительности выдержки характеристики вязкости монотонно снижаются и после 15 ч выдержки нет уверенности в том, что достигнуто максимальное охрупчивание (минимум ударной вязкости). Кинетика охрупчивания стали 32ХФРА приведена на рис. 2. С повышением



Продолжительность выдержки при повторном отпуске

Рис. 2. Влияние продолжительности выдержки на развитие отпускной хрупкости стали 32ХФРА при температурах, °С: 1 – 520; 2 – 560; 3 – 600

температуры нагрева до 560 °С развитие процессов охрупчивания протекает с меньшим падением значений ударной вязкости и после выдержки 2 ч наблюдается минимум вязкости 110 Дж/см² для данной температуры, дальнейшее увеличение выдержки до 10 ч восстанавливает значения ударной вязкости до уровня исходного состояния 140 Дж/см². Значения твердости не изменяются и находятся на уровне 24 – 25 HRC при повторном нагреве в диапазоне температур 520 – 600 °С с выдержкой до 15 ч.

В исследуемых хромомарганцевых сталях при нагреве под закалку до температуры 870 °С размер зерна аустенита составляет 10 – 15 мкм (9 – 10 балл), в результате последующего отпуска формируется мелкодисперсный сорбит отпуска с развитой карбидной составляющей. Для данного структурного состояния характерно разрушение по механизму квазискола, сочетающего в себе скол и слияние микропор [5 – 7]. В случае проявления отпускной хрупкости в стали наблюдается снижение характеристик вязкости с появлением хрупкого интеркристаллитного разрушения, развивающегося по границам зерен аустенита [1 – 3].

На рис. 3 приведена поверхность разрушения образцов сталей 32ХФРА и 32ХГМФРА в охрупченном состоянии после выдержки в течение 15 ч при температуре 520 °С. Микрофрактографическое изучение изломов показало, что при значительном развитии охрупчивания разрушение транскристаллитное. Вместо истинных плоскостей скола, которые зарождаются на границах зерен, слабо различимы фасетки меньшего размера, переходящие в гребни отрыва соседних ямочных участ-

ков. Хрупкая составляющая излома содержит множество вторичных трещин и можно предположить, что они проходят по границам зерен бывшего аустенита.

На сталях 32ХГ и 32ХГМРА проведен эксперимент для выявления интеркристаллитного разрушения – закалка с повышенной температуры аустенитизации 1000 °С, приводящая к росту зерна аустенита до 50 мкм, и отпуск 680 °С. В результате данной термической обработки наблюдается снижение ударной вязкости примерно на 20 % при температуре испытания –60 °С (в среднем 125 Дж/см²) по сравнению со стандартной закалкой 870 °С с отпуском, при одинаковом уровне прочностных свойств.

Анализ поверхности разрушения образцов (рис. 4) показал, что на фоне волокнистого, ямочного рельефа наблюдаются межзеренные фасетки камневидного излома. Доля участков интеркристаллитного разрушения, проходящего по зернограницным объемам, составила около 30 % общей площади разрушения образца.

Снижение ударной вязкости после отпуска можно считать эффектом развития обратимой отпускной хрупкости только в случае проведения высокого достаточно длительного отпуска, что исключает возможные структурные изменения при охрупчивающей обработке (в основном увеличение объемной доли карбидов за счет снижения растворимости при переходе в область низких температур 500 – 550 °С, процессов коагуляции) [2, 8].

Для оценки проявления именно зернограницной сегрегации вредных примесей в стали, как охрупчивающего фактора, в результате нагрева в опасном тем-

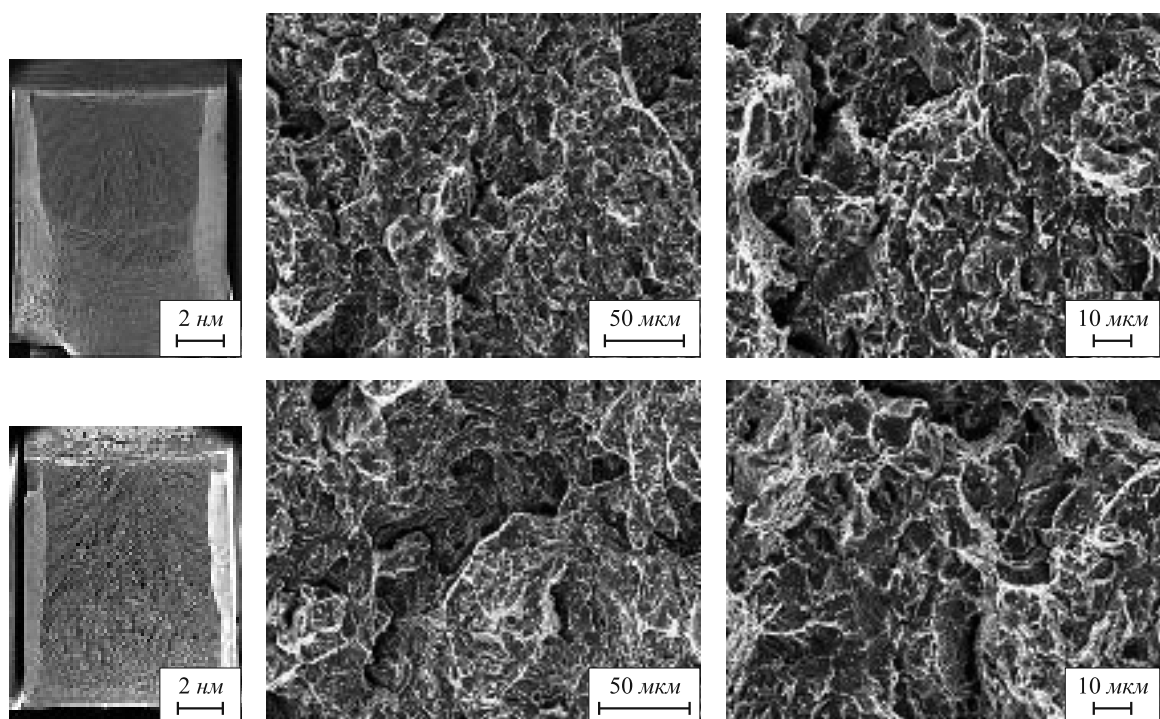


Рис. 3. Поверхность разрушения образцов после повторного отпуска при 520 °С с выдержкой 15 ч:
а – сталь 32ХФРА при 0 °С; б – сталь 32ХГМФРА при –60 °С

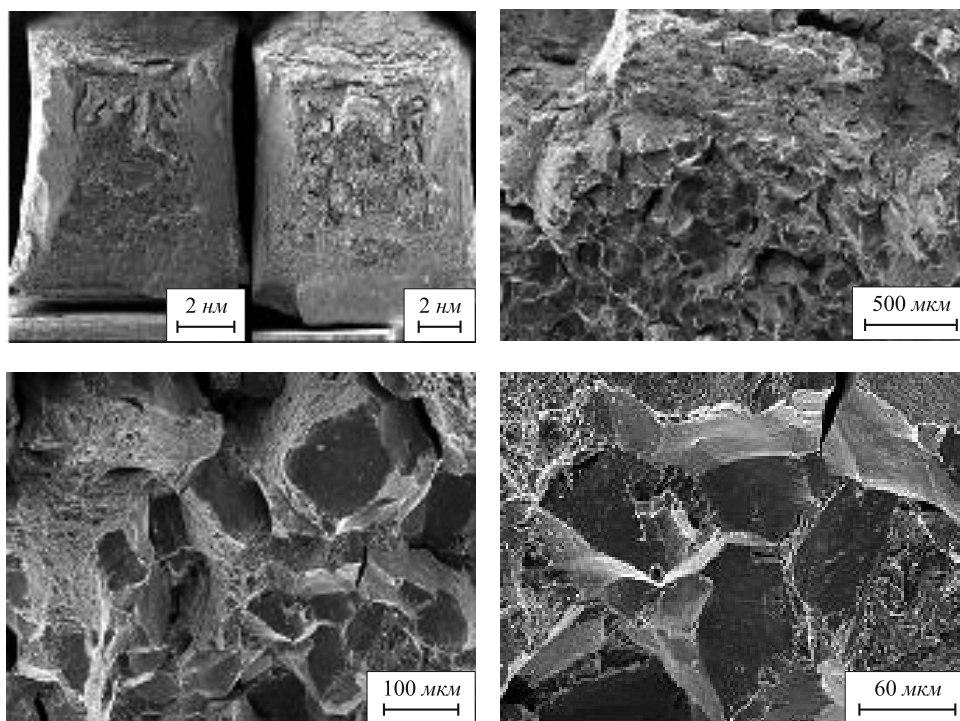


Рис. 4. Поверхность разрушения образцов стали 32ХГМРА после термической обработки по схеме закалки 1000 °С и отпуска 680 °С (1,5 ч)

пературном интервале проведен эксперимент со стабилизирующим отпуском при 670 °С в течение 26 ч и повторный нагрев до температуры 520 °С с выдержкой от 1 до 15 ч (см. таблицу).

Из анализа таблицы видно, что продолжительный отпуск при температуре 670 °С (26 ч) подавляет развитие отпускной хрупкости в стали 32ХФРА при последующей охрупчивающей обработке. Поверхность ударных образцов в результате повторного отпуска при 520 °С с выдержкой до 15 ч имеет волокнистое строение, без появления кристаллических участков в изломе. Значения ударной вязкости сохраняются в среднем на уровне 142 Дж/см² в отличие от того, если исходным

состоянием перед охрупчивающей обработкой при температуре 520 °С является стандартная схема с проведением закалки и отпуска с выдержкой не более 2 ч (для стали 32ХФРА ударная вязкость снизилась в 3 раза до величины 45,8 Дж/см²).

Выводы. Проведенный комплекс исследований показал, что современные конструкционные стали с хромомарганцевой основой легирования при малом содержании вредных примесей (0,002 – 0,006 % S, 0,008 – 0,011 % P, ≤ 0,01 % As, ≤ 0,01 % Sn и ≤ 0,001 % Sb) подвержены обратимой отпускной хрупкости. Степень охрупчивания зависит от системы дополнительного легирования.

Влияние длительного стабилизирующего отпуска на развитие отпускной хрупкости стали 32ХФРА

Режим улучшения	Режим повторного отпуска	Твердость по Роквеллу (HRC)	Работа удара, KV при 0 °С, Дж	Ударная вязкость, KCV при 0 °С, Дж/см ²
Закалка при 870 °С и отпуск при 670 °С (2 ч), охлаждение в воде	—	24 – 25	84,2	138,7
	520 °С, 20 мин	24 – 25	70,6	116,3
	520 °С, 1 ч		65,5	107,9
	520 °С, 2 ч		55,9	92,2
	520 °С, 5 ч		53,6	88,3
	520 °С, 10 ч		37,7	62,2
Закалка при 870 °С и отпуск при 670 °С (26 ч), охлаждение в воде	520 °С, 15 ч		27,8	45,8
	—	22 – 23	89,4	147,2
	520 °С, 20 мин	22 – 23	—	—
	520 °С, 1 ч		85,8	140,3
	520 °С, 2 ч		88,2	145,2
	520 °С, 5 ч		86,4	142,2
	520 °С, 10 ч		83,4	137,3
	520 °С, 15 ч		88,2	145,2

Изучение кинетики охрупчивания сталей дает возможность прогнозировать поведение сталей в условиях промышленного изготовления изделий и, при необходимости, скорректировать химический состав сталей или режимы обработки (исключить нагрев в опасном интервале температур охрупчивания, изменить время выдержки, ввести ускоренное охлаждение после отпуска и т.д.).

В процессах охрупчивания стали при отпуске наряду с зернограницной сегрегацией вредных примесей, участвуют карбидные превращения, значительное влияние оказывает размер зерна аустенита (суммарная площадь границ). Степень проявления отрицательного влияния данных структурных факторов зависит от химического состава стали и режимов термической обработки, что требует дальнейшего изучения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гудремон Э. Специальные стали Т.1 – М.: Металлургиздат, 1959. – 952 с.
2. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. Т. 2. Строение стали и чугуна: Справочник (в 3-х томах) под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. – М.: Интермет инжиниринг, 2005. – 528 с.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
4. Овчинников Д.В., Софрыгина О.А., Пышминцев И.Ю. и др. // Сталь. 2011. № 4. С. 64 – 69.
5. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. – М.: МИСиС, 2007. – 264 с.
6. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И. Изломы конструкционных сталей: Справочник. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
7. Энгель Л., Клингеле Г.Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
8. Утевский Л.М., Гликман Е.Э., Карк Г.С. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа. – М.: Металлургия, 1987. – 222 с.

© 2012 г. *Н.Т. Тихонцева, О.А. Софрыгина, С.Ю. Жукова, И.Ю. Пышминцев, С.М. Битюков*
Поступила 9 марта 2012 г.

В.В. Курносов, Л.А. Шульц

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЭНЕРГО-ЭКОЛОГИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПЕЧЕЙ БЕЗОКИСЛИТЕЛЬНОГО НАГРЕВА СТАЛИ ПЕРЕД ОБРАБОТКОЙ ДАВЛЕНИЕМ¹

Отсутствие в настоящее время работающих печей безокислительного нагрева стали перед ее обработкой давлением делает проведение их сравнения с традиционными печами сложной задачей. Однако, даже качественный анализ и сравнение позволяют оценить возможные направления их развития и существенно повлиять на сроки создания и внедрения подобных печей.

Наиболее распространенными печами для нагрева стальных заготовок перед пластической деформацией являются методические – в прокатном и камерные – в кузнечно-штамповочном производствах.

Прежде чем остановиться на оценках работы таких печей в режиме возможного «безокислительного нагрева» на базе повсеместно положенного в его основу стадийного горения необходимо подчеркнуть следующее. Предполагалось, что в методических печах с двухстадийным сжиганием вторая стадия горения может быть реализована в методической зоне с температурой металла не выше 600 – 700 °С, в печах камерных – с дожигом над зоной нагрева с аэродинамическим разделением факельных зон струями вторичного воздуха. Однако, как показала практика, если в камерных печах кузнечно-штамповочных производств выбранное направление технологического решения безокислительного нагрева стали было вполне оправданным, то в отношении методических печей (превращаемых при реконструкции в проходные без методической зоны) – нет.

Как показал опыт эксплуатации реконструированных методических печей, переведенных на так называемый «малоокислительный режим», в лучшем случае удавалось добиться стабильного сокращения окисления стали не более, чем в 1,5 – 2,0 раза. И главная причина такого результата – высокотемпературные зоны с первичным горением топлива при коэффициенте расхода воздуха $n = 0,48 - 0,5$ в условиях двухстадийного сжигания по балансу тепла не могут сопряженно работать с зоной дожига (методической в обычных условиях нагрева). В этих условиях в методическую зону будет поступать почти на порядок больше химической энергии, чем там может быть реализовано. И это положение

не исправляет ни высокотемпературный подогрев воздуха (1000 °С), ни применение чистого кислорода (98 %). Действительно, коэффициент использования топлива – природного газа в высокотемпературных зонах, даже при таких параметрах окислителя, соответственно составляет около 0,14 и 0,17, т.е. при известных потерях рабочего пространства тепловой КПД названных печей будет близок к нулю.

В целом реконструированные методические печи, как показал многочисленный опыт их эксплуатации в режиме стадийного сжигания природного газа, смогли надежно работать только при первичном сжигании природного газа с n не менее 0,7, что и определило максимальное снижение окисления стали в таких условиях – в 1,5 – 2,0 раза против традиционного нагрева. Причем, для технологических результатов их работы было совершенно безразлично, как поступает недостающий от $n = 0,48 - 0,5$ до $n = 0,7$ воздух – в горелки или неуправляемо подмешивается из зоны дожига. Резко отражалось это лишь на образовании сажи при первичном горении, затрудняющей обслуживание печей.

Напротив, практически в идеальных условиях по балансу тепла зон стадийного горения оказалась проходная печь стана 2300/1700 ЧМК для безокислительного нагрева и гомогенизирующей выдержки трансформаторной стали [1]. В зоне дожига газов в этой печи слэбы нагревались лишь с 1050 – 1200 до 1400 °С. Высокотемпературная зона выдержки металла с первичным сжиганием топлива с холодным, но обогащенным до 50 – 55 % кислородом воздухом, фактически работала на режиме холостого хода, т.е. с компенсацией только потерь тепла через кладку печи. Ни водоохлаждаемых элементов, ни открывающихся окон в ней не было. Зона гомогенизации – первичного сжигания и зона дожига по потреблению теплоты были хорошо сбалансированы. Применение же кислорода и практически молекулярное перемешивание газов позволяло в зоне выдержки металла организовать первичное горение холодной смеси газов и устойчиво поддерживать температуру около 1450 °С при $n = 0,48 - 0,5$ без выделения сажи. Причем, для подавления рециркуляции, зоны горения были разделены пережимом и дожигание газов в проходной печи впервые было осуществлено с

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

применением аэродинамической завесы, защищающей металл от окисления и обеспечивающей полноту процесса дожига. Окисление трансформаторной стали в зоне ее перегрева и гомогенизирующей выдержки резко снижалось, и лишь перед выходом слэбов из печи они проходили через специальную окислительную зону для стравливания в жидкий шлак поверхностного слоя металла со следами внутреннего окисления кремния, что приводило к снижению итоговых результатов безокислительного нагрева и только из-за этого в целом окисление в печи уменьшалось всего в 6 – 8 раз (с 4,0 – 5,0 до 0,5 – 0,7 %).

Из огромного опыта экспериментальной эксплуатации рассматриваемых печей убедительно следует, что обязательным и общим решением стадийного сжигания топлива и в методических (проходных), и камерных печах с достижением действительно безокислительного нагрева (при котором окисление металла снижается в десять и более раз, независимо от температуры посадка металла, температуры подогрева воздуха и применения кислорода) при стадийном режиме горения может быть только открытое дожигание газов без контакта продуктов дожига с металлом на всем протяжении его нагрева. Тем более, что в современных прокатных цехах металлургических заводов все больше делается ставка на горячий посад металла в нагревательные печи.

Камерная рекуперативная печь, соответствующая такому решению стадийного сжигания топлива, была предложена и описана в работе [2]. Возможные схемы проходных рекуперативных печей, потенциально пригодные для реализации полноценного безокислительного нагрева металла как с горячим, так и холодным посадом, сконструированные по аналогичному принципу, представлены на рис. 1, 2.

Рабочие пространства представленных печей по ходу движения металла поделены на несколько зон, каждая с самостоятельным двухстадийным сжиганием природного газа. Зоны первичного сжигания толкательной печи (рис. 1) оснащены боковыми горелками, печи с шагающим подом (рис. 2) – плоскофакельными сводовыми горелками. Решение узла дожига и рекуперации в этих печах заимствовано из работы [2]. К горелкам подводится предварительно перемешанная смесь газов с температурой около 500 °С. Те же горелки с отдельным подводом газов используются при розжиге печей. Первичное горение осуществляется с обычным или обогащенным до 28,5 % кислорода воздухом. Воздух аэродинамических завес и дожига используется без обогащения кислородом. Весь воздух, поступающий на горение, подогревается до 550 – 600 °С, газ – до 350 – 400 °С. К конструкциям печей предъявляются повышенные требования по их герметизации. Аспирируемый от печей воздух поступает в качестве окислителя на сжигание топлива. Бункеры под печью с шагающим подом при безокислительном режиме ее эксплуатации для предотвращения взрыва предварительно заполняются кусковым легковесным негорючим материалом. В качестве стен и свода печей используется газоплотная огнеупорная футеровка на основе керамволокна в сочетании с клеевыми композитами и силовыми элементами. Футеровка и горелки крепятся непосредственно к листовому кожуху печи, обеспечивающему ее герметичность.

В настоящей работе проведено сравнение различных показателей традиционных печей и печей безокислительного нагрева стали с двухстадийным сжиганием природного газа при следующих исходных параметрах: на первой стадии сжигание осуществляется с коэффициентом расхода окислителя $n_1 = 0,48 - 0,5$, на второй –

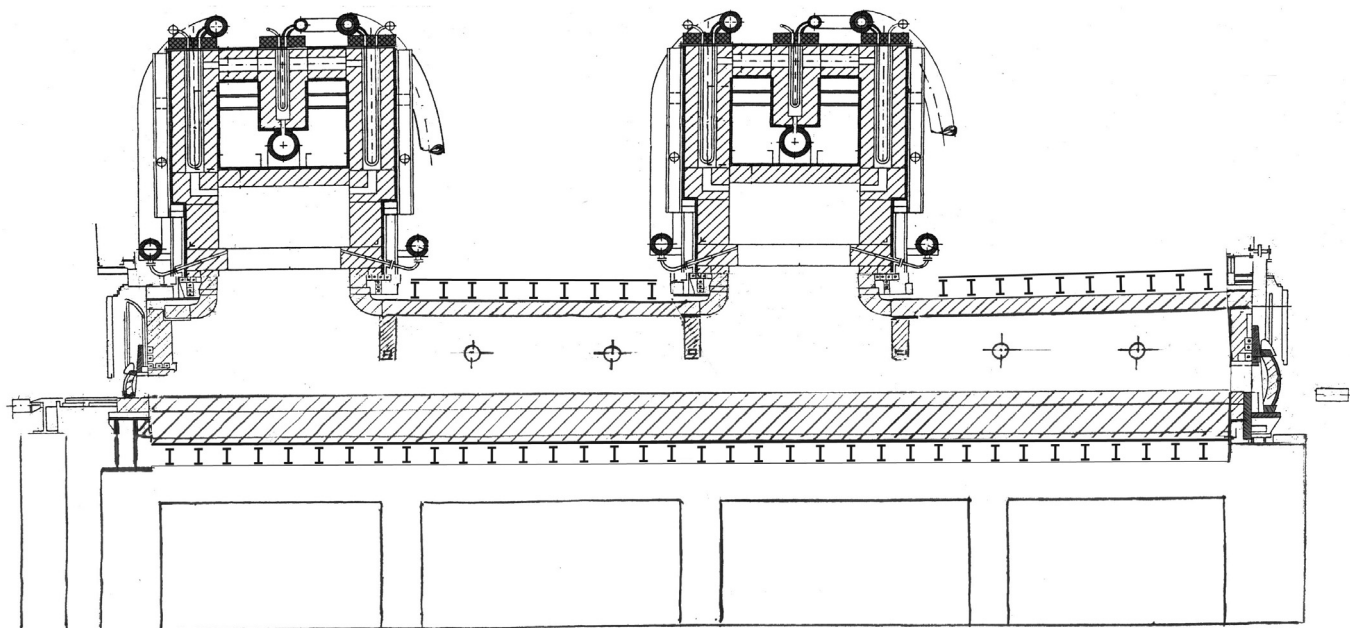


Рис. 1. Толкательная рекуперативная безокислительная печь

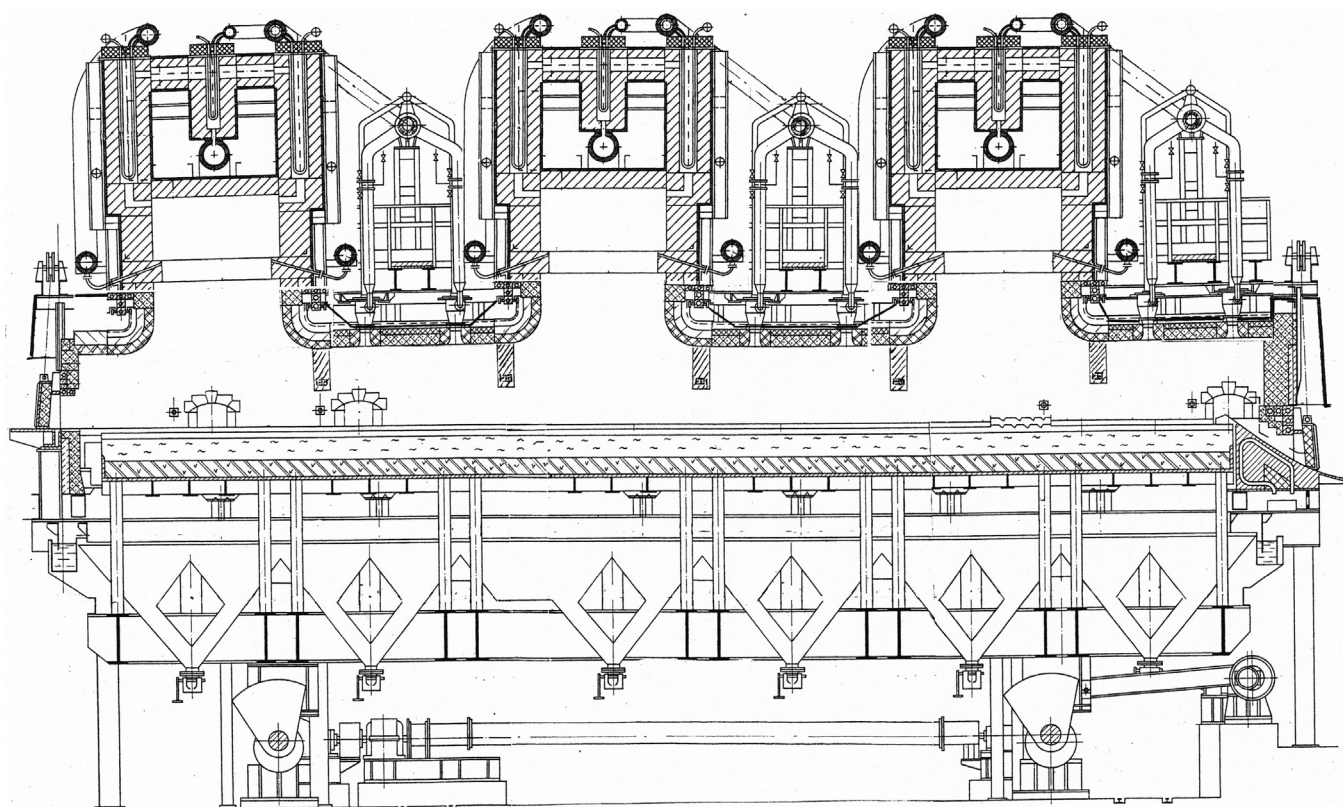


Рис. 2. Нагревательная рекуперативная безокислительная печь с шагающим подом

дожигание с n_2 , на выходе из печи состав продуктов горения должен соответствовать общему $n = 1,1$. В качестве окислителя приняты: обычный воздух, воздух обогащенный кислородом до 28,5 %, до 50 % и кислород 98 %. Кислород чистый или в качестве добавки к воздуху используется без подогрева (условно при 0 °С). В зависимости от содержания кислорода в окислителе при итоговом общем коэффициенте расхода воздуха $n = 1,1$ содержание кислорода в отходящих газах составит 1,7 – 6,2 %. Низшая теплота сгорания природного газа $Q_n^p = 35$ МДж/м³. Количество образующихся продуктов полного сгорания при $n = 1,1$, в зависимости от содержания кислорода в окислителе R составляет, м³/м³ топлива: 11,18 при $R = 21$ %; 8,5 при $R = 28,5$ %; 5,28 при $R = 50$ %; 3,04 при $R = 98$ %. При этом количество окислителя, подаваемого в зону дожигания, по отношению к первичным продуктам неполного горения при безокислительном нагреве соответствует $n_2 \sim 1,2$, теплота продуктов дожигания Q_n^p изменяется от 3,4 до 7,4 МДж/м³. Обогащенный кислородом воздух или кислород используются либо только на первой стадии сжигания, либо на обеих стадиях.

В базовом (наиболее распространенном) варианте традиционной работы методической печи с одностадийным сжиганием топлива приняты следующие показатели: состав и расход продуктов полного горения соответствуют использованию обычного необогащенного кислородом воздуха ($R = 21$ %) при $n = 1,1$, их температура $t_{yx} = 1100$ °С, температура подогрева воз-

духа $t_b = 350$ °С, потери тепла через ограждения рабочего пространства теплопроводностью, с водой охлаждаемых элементов и излучением через окна в долях от химической энергии сжигаемого топлива $\Pi = 25$ %. Аналогичные показатели в базовом варианте камерной печи: $n = 1,1$, $R = 21$ %, $t_{yx} = 1280$ °С, $t_b = 0$ °С, $\Pi = 15$ %. В качестве номинального режима работы и в методических, и в камерных печах принят стационарный режим. Причем, если для методических (или проходных) печей такой режим с постоянной рабочей температурой естественен, то для камерных является частным случаем, характерным для наиболее обширного класса кузнечных печей средних размеров. Для разных режимов эксплуатации печей, отличающихся по эффективности использования топлива в базовом варианте работы, величина Π пересчитывалась. Несколько случаев работы печей были проанализированы при минимально возможных потерях рабочего пространства, связанных с потерями только теплопроводностью через кладку (ограждения), которые реально могут быть снижены до $\Pi_{\text{усл}} = 1 - 3$ %. Температура уходящих из печи газов, в зависимости от пирометрии и стадийности горения, в соответствии с результатами обследования печей, принималась: при увеличении температуры подогрева или обогащения воздуха кислородом на 50 – 60 °С ниже базового значения, при стадийном сжигании, наоборот, на 50 – 150 °С выше. В расчетах были использованы справочные материалы, приведенные в работах ОАО «Стальпроект» и др.

Оценка образования термических оксидов азота проводилась по методике МИСиС [3]. Быстрые оксиды азота в сравнительном анализе выбросов (около 100 мг/м³ продуктов горения) не учитывались. При калориметрической температуре горения $T_{\text{к}} \geq 2300$ К в расчетах NO использовалась температура $T_{\text{т}} = 2200 + [100(T_{\text{к}} - 2200)]^{0.5}$, примерно соответствующая теоретической. Температура печи (по показаниям зачехленной термопары) в зоне вторично сжигания (дожигания) во всех случаях принималась $t_{\text{п}} = 1300$ °С, температура поступающих на дожигание газов $t_{\text{д.г.}} = 1250$ °С. Методика в разное время отработывалась и проверялась на печах с полным и неполным сжиганием природного газа с различным подогревом воздуха и обогащением воздуха кислородом до 50 %. Относительная точность расчетного определения NO составляла 5 – 10 %.

Калориметрические температуры горения и дожигания природного газа в выбранных режимах в зависимости от температуры подогрева воздуха, коэффициента расхода и состава окислителя (смеси воздуха с кислородом) следующие:

Содержание кислорода в окислителе, R %	21,0	28,5	50,0	98,0
Объем кислорода в смеси при $n = 1,1$, м ³ /м ³ топлива	0	0,71	1,57	2,14
Объем воздуха в смеси при $n = 1,1$, м ³ /м ³ топлива	10,18	6,78	2,70	0

$t_{\text{в}}, ^\circ\text{C}$	n	Температура горения, °С			
0	1,0	2040	2600	3750	5080
50	1,0	2250	2670	3790	5080
1000	1,0	2780	2950	3950	5080
0	1,1	1880	2530	3650	4800
350	1,1	2100	2610	3700	4800
1000	1,1	2630	2870	3880	4800

$t_{\text{в}}, ^\circ\text{C}$	n_1	Температура горения, °С			
0	0,5	1300	1550	1980	2330
350	0,5	1490	1650	2050	2330
675	0,5	1600	1750	2100	2330
1000	0,5	1875	1900	2150	2330

$t_{\text{в}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{д.г.}}, ^\circ\text{C}$	n_2	Температура дожигания (окислитель – воздух), °С			
0	1250	1,2	1890	1930	2000	2200

Тепловой КПД печи и удельный расход топлива B определяли по уравнениям:

$$\text{КПД} = IP \cdot \text{КИТ} / (IP + Q_{\text{р.п.}}) = \text{КИТ} - \Pi = \\ = \text{КИТ} / (1 + \Pi_{\text{баз}} / \text{КПД}_{\text{баз}}), \quad B = I / (\text{КПД} \cdot Q_{\text{н}}^{\text{р}}), \text{ м}^3/\text{т},$$

где I – энтальпия металла, P – производительность печи, КИТ – коэффициент использования топлива, $Q_{\text{р.п.}}$ – потери рабочего пространства теплопроводностью и излучением, $\Pi_{\text{баз}}$ и $\text{КПД}_{\text{баз}}$ – соответствующие параметры в базовом варианте.

Расход кислорода $B_{\text{O}_2} = B 21(R - 21)L_0 n / (79R)$, м³/т, где L_0 – расход необогащенного кислородом воздуха при $n = 1,0$.

Энтальпию нагретого металла I во всех случаях принимали 850 МДж/т (Ст. 45, температура 1250 °С), тепловыделение при его окислении – 5,65 МДж/кг.

Сравнение вариантов нагрева проведено по следующим удельным эксплуатационным показателям (на 1 т нагретого металла): расходу топлива, расходу кислорода, угару металла, массе выбросов в пересчете на диоксид азота. При обычном нагреве в прокатных печах величину окисления (угара) металла, соответствующую средним практическим данным, в расчетах принимали 1,5 %, в кузнечных печах – 2 %, в условиях так называемого «малоокислительного нагрева» угар металла принимался по лучшим средним показателям опытной эксплуатации соответствующих печей, достигнутым в России и за рубежом: построенных на базе методических печей – 0,7 %, камерных – 0,2 %, проходных (рис. 1, 2) – 0,1 %. Экономическое сопоставление вариантов работы печей выполнено также только по текущим удельным затратам на природный газ и кислород, стоимости окисленного металла и платежей за выбросы. Изменение качества поверхности металла не учитывали. По этим же и скрытым составляющим были оценены и удельные энергетические затраты на нагрев стали – эксплуатационные технологические топливные числа – ТТЧ, кг у.т./т стали. При оценке ТТЧ учтены также скрытые выбросы и затраты первичной энергии, связанные с производством кислорода.

Соответствующие удельные исходные показатели приняты: стоимость топлива – 3 руб/м³; отношение стоимости равных объемов природного газа и кислорода по внутренним ценам России – 0,586, по ценам Западной Европы – 2,78; стоимость электроэнергии 3,1 руб/кВт·ч; стоимость металла (Ст. 45, квадрат) 27 руб/кг; стоимость экологического ущерба 800 руб/прив. т выбросов оксидов азота (в пересчете на NO₂, с учетом коэффициента опасности 25, коэффициента экологической ситуации 1,5), выбросы на кВт·ч в электроэнергетике 0,2 прив. кг. Технологические топливные числа ТТЧ: природный газ – 1,2 кг у.т./ м³, кислород – 0,24 кг у.т./ м³, сталь (угар) – 1,4 кг у.т./ кг, электроэнергия – 0,35 кг у.т./кВт·ч, выбросы – 0,27 Мп кг у.т./т (Мп – приведенные выбросы, т).

Результаты расчета печей с различным сжиганием топлива, рекуперацией тепла отходящих газов и применением кислорода (М – методические печи, К – камерные, П – проходная по рис. 1, 2) в соответствии с принятыми исходными данными приведены в таблице.

Анализируя приведенный выше материал, можно заключить:

Результаты расчета печей с различным сжиганием топлива

Тип печи, режим	R , %	t_b , °C	Π	t_{yx} , °C	КПД	B , м ³ /т	B_{O_2} , м ³ /т	NO_2 , г/т	Стоимость, руб/т	ТТЧ, кг у.т./т
Печи с одностадийным сжиганием топлива										
М – 1, баз.	21	350	0,250	1100	0,364	66,8	–	286	618	103
М – 2	21	1000	0,378	1050	0,550	44,2	–	330	550	74
М – 3	28,5	350	0,285	1050	0,420	57,9	41,1	384	833/637	105
М – 4	50	350	0,325	1050	0,473	51,4	80,5	470	988/663	105
М – 5	50	350	0,010 _{усл}	1050	0,789	30,8	48,4	280	751/589	71
М – 6	98	–	0,337	1050	0,490	49,6	106,1	н.д.	1100/671	106
К – 1, баз.	21	0	0,150	1280	0,250	97,3	–	290	840	147
К – 2	21	1000	0,316	1220	0,526	46,2	–	333	688	86
Печи с двухстадийным сжиганием топлива										
М – 7*	50/28,5	350	0,285	1150	0,415	58,5	41,5	152	584/417	92
М – 8	98	–	0,332	1100	0,480	50,6	108,2	н.д.	1011/460	122
М – 9	98	–	0,010 _{усл}	1100	0,800	30,4	65,0	н.д.	686/353	65
М – 10	21	1000	0,250	1250	0,369	65,8	–	193	395	91
К – 3**	21	1000	0,074	1220	0,123	198,0	–	693	671	243
К – 4	21	0	0,130	1350	0,213	114,0	–	384	411	142
К – 5***	21	675	0,210	1350	0,346	70,2	–	240	275	89
К – 6***	21	675	0,030 _{усл}	1350	0,524	46,4	–	159	200	61
П – 1	28,5/24	675	0,030	1300	0,569	42,7	13,8	149	247/149	59

* На первой стадии горения $R = 50$ %, на второй $R = 21$ %, при общем обогащении воздуха O_2 $R = 28,5$ %. Вторичный воздух не подогревается.

** Первая стадия горения протекает в рабочем пространстве печи, вторая – в боровых (без подогрева воздуха).

*** Подогревается и первичный, и вторичный воздух.

– Режимы сжигания природного газа с использованием в качестве окислителя чистого кислорода (М – 6, М – 8, М – 9) или неподогретого воздуха (К – 1, К – 4) являются наиболее затратными как по стоимости энергоносителей, так по их эксплуатационному ТТЧ. Значительное влияние на экономичность работы печей, особенно для безокислительного нагрева, оказывает величина тепловых потерь. Во всех режимах использование кислорода, приобретаемого по внутренним ценам России, существенно повышает стоимость нагрева металла, несмотря на экономию топлива.

– Наиболее эффективное и оправданное применение кислорода в нагревательных печах безокислительного нагрева – это обогащение подогретого или холодного воздуха, позволяющее повысить температуру первичного факела при $n = 0,48 - 0,5$ до $1750 - 2000$ °C, при которых обеспечиваются достаточная скорость горения и теплообмена в печи.

– Все представленные варианты камерных печей и П – 1 с двухстадийным сжиганием и использованием аэродинамической завесы между зонами горения из подогретого воздуха по своим энерго- экологическим показателям значительно превосходят принятые для сравнения базовые варианты. Исключением явился лишь

вариант К – 3, отличающийся от других переносом второй стадии горения из рабочего пространства в боровых, что может быть вызвано, например, необходимостью выключения воздушной завесы из-за опасности перегрева металла при простоях печи.

Выводы. Никакое повышение температуры воздуха горения и его обогащения кислородом, вплоть до использования чистого кислорода, не позволяют реализовать полноценный безокислительный нагрев стали открытым пламенем, по теплотехническим и экономическим показателям конкурентноспособный обычному традиционному нагреву, без аэродинамического разделения зон внутривсплыва стадийного сжигания топлива.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шульц Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 5. С. 62 – 69.
2. Курносов В.В., Шульц Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 3. С. 35 – 39.
3. Рябова Е.В., Шульц Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2004. № 9. С. 67 – 70.

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

Е.П. Карпайтис

Липецкий государственный технический университет

ПРОЕКТИРОВАНИЕ КАЛИБРОВ С УЧЕТОМ ПРУЖИНЕНИЯ ВАЛКОВ КОВОЧНЫХ ВАЛЬЦОВ МОДЕЛИ ARWS-2a

Использование ковочных валцов для горячего деформирования заготовок в ручьях секторов-штампов относится к прогрессивным методам заготовительных операций. Полученные вальцовкой заготовки обеспечивают минимально необходимый расход металла в облой при их последующей штамповке.

Пружинение валков, определяемое величиной ΔA , является следствием упругой деформации, возникающей под действием усилия P вальцовки. При проектировании инструмента высоту калибра определяют по формуле $H_1 = H_3 - \Delta A$, где H_3 – высота соответствующего сечения заготовки. Причем глубину вреза каждого ручья уменьшают на величину $\Delta A/2$ (см. рисунок).

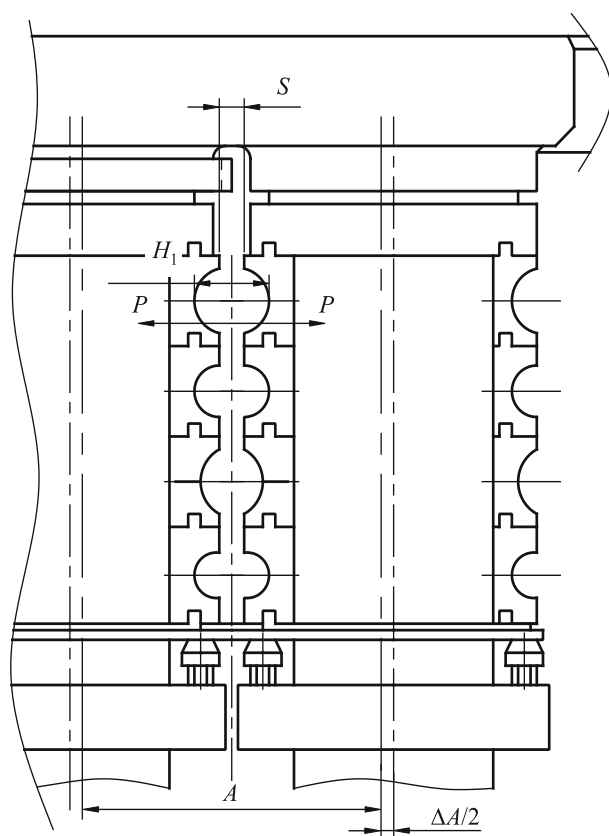


Схема пружинения валков при вальцовке

щего сечения заготовки. Причем глубину вреза каждого ручья уменьшают на величину $\Delta A/2$ (см. рисунок).

В настоящей работе получена эмпирическая формула вида $\Delta A = f(P/1000)$ для двухпорных ковочных валцов модели ARWS-2a фирмы Eumiso. Для этого выполнен анализ новых технологий вальцовки заготовок за два, три и четыре прохода. Пружинение исследовали при вальцовке по схеме круг – овал, так как для этой схемы деформирующая сила имеет наибольшую величину.

В каждом случае величину пружинения ΔA определяли как разницу между расчетной высотой H_3 вальцованной заготовки и фактической высотой H_1 калибра. Значения H_1 были получены при доводке инструмента в процессе внедрения вальцовки в производство. В результате установлено 29 опытных значений ΔA , мм. Усилие вальцовки P , кН, рассчитывали по методике В.К. Смирнова в зависимости от размеров заготовки и калибра, марки деформируемой стали, степени деформации и температуры металла, диаметра валков.

В результате выполнения всех этапов статистической обработки массивов ΔA и $P/1000$ получено следующее уравнение регрессии: $\Delta A = 1,14 + 0,56 \cdot (P/1000)$. Характеристика этого уравнения: коэффициент корреляции $r = 0,76$; расчетное значение критерия Фишера $F = 36,2$; уровень значимости, соответствующий этому критерию, $\alpha_f = 2 \cdot 10^{-6}$; заданный уровень значимости $\alpha = 0,05$. Диапазон изменения усилия P составляет 800 – 3000 кН.

Выводы. Получено уравнение регрессии для расчета величины пружинения валков ковочных вальцов модели ARWS-2a в зависимости от усилия вальцовки при деформировании заготовок по схеме круг – овал. Учет пружинения при проектировании инструмента исключает образование бокового заусенца в следующем по ходу деформирования калибре.

© 2012 г. *Е.П. Карпайтис*
Поступила 2 марта 2012 г.

СОДЕРЖАНИЕ

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Вдовыдченко Н.В., Дурова Л.Е., Петелин А.Л., Юсфин Ю.С., Травянов А.Я., Подгородецкий Г.С. Анализ процессов утилизации хлорорганических пестицидов в доменной печи	3
---	---

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б., Коровушкин В.В., Панов А.В. Исследование структуры красного шлама текущего производства Уральском алюминиевом заводе после термической обработки в восстановительной газовой среде	8
Меркер Э.Э., Черменёв Е.А., Сазонов А.В. Исследование эффективности электроплавки металлизированных окатышей при их непрерывной подаче в ванну дуговой печи	14
Карпова Е.Ю., Карпов Ю.И., Леонченко А.С. Влияние режимов термической обработки на качество стали 20Л	17
Самойлович Ю.А. Динамика структурных напряжений при дифференцированном термоупрочнении железнодорожных рельсов	20

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Кучеряев Б.В., Соколов П.Ю., Ночовная Н.А., Кучеряев В.В. Определение температурно-скоростных параметров процесса раскатки дисков	27
Кохан Л.С., Алдунин А.В. Минимизация уширения при прокатке тонкополосового металла	29

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Хотинев В.А., Лежнин Н.В., Мальцева А.М. Модель возникновения и роста расщеплений	34
Гультяй И.И., Леменёв М.М. ИХТ-модель для описания положительных отклонений от идеальности	40
Редикульцев А.А., Юровских А.С. Влияние меди на процессы деформации и первичной рекристаллизации монокристаллов сплава Fe–3 % Si	45
Баженов В.Е., Пикунов М.В. О механизме возникновения графита при кристаллизации чугунов	50
Тен Э.Б., Киманов Б.М., Рахуба Е.М. Осаждение неметаллической фазы на поверхности фильтра	56
Тихонцева Н.Т., Софрыгина О.А., Жукова С.Ю., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М. Исследование обратимой отпускной хрупкости современных конструкционных сталей	60

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Курносое В.В., Шульц Л.А. Сравнительная оценка энерго-экологических показателей печей безокислительного нагрева стали перед обработкой давлением	65
---	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Карпайтис Е.П. Проектирование калибров с учетом пружинения валков ковочных вальцов модели ARWS-2a	70
--	----

CONTENTS

FERROUS METALLURGY RATIONAL NATURE MANAGEMENT

Vdovidchenko N.V., Durova L.E., Petelin A.L., Yusphin Yu.S., Travjanov A.Ya., Podgorodetskiy G.S. Blast furnace organic-chlorine pesticides recovery processes analysis	3
--	---

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Podgorodetskiy G.S., Gorbunov V.B., Korovushkin V.V., Panov A.V. Red mud of Ural aluminium works flow-line production structure study after thermal treatment in reduction gaseous atmosphere	8
Merker Ed.Ed., Chermenov E.A., Sazonov A.V. Prereduced pellets electric melting efficiency study at their continuous handling into are furnace bath	14
Karpova E.Yu., Karpov Yu.I., Leonchenko A.S. Heat treatment regimes influence on steel quality	17
Samojlovitch Yu.A. High strength bainite railroad rails warpage reduce possibilities	20

FERROUS METALL ENGINEERING

Cucheryaev B.V., Sokolov P.Yu., Nochovnaya N.A., Cucheryaev V.V. Disks saddling process thermal and rate parameters determinations	27
Kokhan L.S., Aldunin A.V. Minimization of the broadening of the rolling of thin strip metal	29

MATERIALS SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Farber V.M., Pishmintzev I.Yu., Arabey A.B., Khotinov V.A., Lejnin N.V., Mal'tzeva A.M. Model of growth of the splitting of deviations from ideality	34
Gul'tyai I.I., Lemeniov M.M. IChT-model for positive deviations from ideality description	40
Rediqultzev A.A., Yurovskikh A.S. Copper effect on deformation and primary recrystallization process of Fe-3 % Si alloy monocrystal	45
Bagenov V.E., Pickunov M.V. On graphite formation mechanism at cast iron solidification	50
Ten Ed.B., Kimanov B.M., Rakhuba E.M. Non-metallic phase precipitation on filter surface	56
Tikhontzeva N.T., Sofrigina O.A., Jukova S.Yu., Pishmintzev I. Yu., Bityukov S.M. Modern constructional steels reversible temper brittleness study	60

FERROUS METALLURGY CARE OF RESOURCES

Curnosov V.V., Shultz L.A. Preliminary metal forming steel nonoxidizing heating furnaces energy an ecology indexes comparative estimation	65
--	----

RESPONSES REVIEWS

Carpaitis E.P. Roughing passes structural design with account for model ARWS-2a press rolls spring back	70
--	----

Подписано в печать 24.05.2012. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3569.

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