МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИ ЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ 2013

Издается с января 1958 г. ежемесячно

МОСКВА • МИСИС • 2013

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:

M.B. ACTAXOB Г.В. АШИХМИН В.Д. БЕЛОВ Е.П. ВОЛЫНКИНА С.М. ГОРБАТЮК ГУОИ ТАНГ (Китай) К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» **Β.Ε. ΓΡΟΜΟΒ** 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 Ε.Β. ΠΡΟΤΟΠΟΠΟΒ 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 УДК 669.162.1: 669.046

Т.В. Деткова¹, Т.Я. Малышева², Р.М. Павлов²

¹ Череповецкий металлургический комбинат ОАО «Северсталь» ² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ИССЛЕДОВАНИЕ АГЛОМЕРАТОВ ЧЕРЕПОВЕЦКОГО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМБИНАТА ОАО «СЕВЕРСТАЛЬ» В ИНТЕРВАЛЕ ОСНОВНОСТИ 1,0 – 3,0

Аннотация. Применительно к шихтовым и технологическим условиям Череповецкого металлургического комбината ОАО «Северсталь» изучены прочностные свойства и минеральный состав агломератов в интервале основности от 1,0 до 3,0.

Ключевые слова: железная руда, концентрат, агломерат, прочность, магнетит, силикаты, ферритные связки.

INVESTIGATION OF AGGLOMERATES CHEREPOVETS METALLURGICAL PLANT JSC "SEVERSTAL" IN THE RANGE OF BASICITY 1.0 – 3.0

Abstract. Applied to the burden and process conditions Cherepovets Metallurgical Combine "Severstal" studied mechanical properties and mineral composition of the agglomerates in the range of basicity from 1,0 to 3,0.

Keywords: iron ore, concentrate, agglomerate, strength, magnetite, silicate and ferrite ligaments.

Зависимость прочности агломератов от их основности детально исследовалась в период работы доменных печей только на одних агломератах. По результатам большого числа публикаций, касающихся влияния основности на прочность агломератов, было установлено, что увеличение основности сопровождается существенным падением их прочности. Показано, что в интервале основности (CaO/SiO₂) 1,0 - 2,0 агломераты имеют области составов с минимальными показателями прочности. Среди причин падения прочности главными считались как изменение макроструктуры агломератов, так и многофазность их минерального состава [1-8]. Для решения проблемы повышения прочности агломератов низкой основности проводились многоплановые исследования по замене известняка железофлюсом, изучалось влияние топлива на состав и качество агломератов. Во всех случаях оценка качества агломератов осуществлялась только по анализу гранулометрического состава готовой продукции [9 – 11].

Позже, в связи с тем, что в составе шихты доменных печей появились железорудные окатыши, направление работ по изучению влияния основности на качество агломератов несколько замедлилось, поскольку требования доменщиков к шихте были однозначными: основность агломератов и окатышей, не взирая на качество продукции, должна быть одинаковой и близкой к показателю CaO/SiO₂ = 1,2.

В настоящее время, когда большинство металлургических комбинатов целиком работают на привозном сырье, а горно-обогатительные комбинаты перешли на производство окатышей естественной основности, проблема получения прочного высокоосновного агломерата снова стала актуальной.

Впервые применительно к технологическим и шихтовым условиям Магнитогорского металлургического комбината (ММК) был установлен интервал «критической прочности» агломератов основности 1,4 – 1,8. Показано, что падение прочности агломератов происходит в результате изменения в их составе минерального состава силикатных связок – носителей прочности готовой продукции [12].

Агломерационная шихта Череповецкого металлургического комбината состоит из двух магнетитовых концентратов руд различного генетического типа: осадочно-метаморфических Оленегорского и магматических Ковдорского месторождений. Кремнийсодержащими минералами этих концентратов являются высокотемпературные силикаты: кварц с температурой плавления 1710 °C в составе железистых кварцитов и форстерит (Mg_2SiO_4) с температурой плавления 1890 °C, преобладающий в рудах магматического типа. Ни один из этих силикатов по своим термическим свойствам не может быть источником первичного железосиликатного расплава. Сопутствующие им минералы вмещающих пород: амфиболы, пироксены и слюды в составе концентратов не являются силикатообразующими в процессе спекания агломерата.

Химический состав концентратов приведен в табл. 1.

Сложная по химическому и минералогическому составу шихта, в составе которой практически отсутствуют легкоплавкие силикаты – источник первичного расплавообразования, при грануляции характеризуется неравномерным распределением в ее составе рудных и силикатных составляющих.

Таблица 1

Концентрат	Fe	CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	S	$Na_2O + K_2O$
Оленегорский	65,4	0,7	7,6	0,6	0,06	0,2	0,06
Ковдорский	63,9	0,5	0,8	5,8	0,08	0,3	0,08

Химический состав концентратов, % (по массе)

Учитывая результаты предыдущих исследований промышленной шихты основности 1,6 [13], при проведении лабораторного эксперимента по получению агломератов в интервале основности 1,0 – 3,0 предварительно были исследованы фазовый состав и микроструктура гранулированной шихты. В шихте наблюдается большое количество центров окомкования в виде возврата и флюса с плотными накатами и объемы неокомкованной шихты. Результаты исследования химического состава гранулированной шихты приведены в табл. 2.

Содержание железа в накатах превышает количество его в неокомкованной шихте. Накаты имеют низкую основность и содержат в своем составе меньше топлива. Преобладающая в агломерационной шихте неокомкованная фракция по сравнению с накатом беднее по железу, имеет высокий показатель основности (переофлюсована) и обогащена топливом.

Лабораторные спекания аглошихты в интервале основности CaO/SiO₂ от 1,0 до 3,0 проведены на Центральной испытательной станции Центра исследования сырья ОАО «Северсталь» в условиях, максимально приближенных к промышленным. Были выполнены две серии спеканий агломерационной шихты, компонентный и химический составы которых приведены в табл. 3, 4.

Пробы для определения прочности агломератов отбирались с учетом всех зон по высоте пирога. Определение холодной прочности образцов агломератов проводили по методике ISO 3271 во вращающемся барабане. При этом оценивалась прочность по выходу фракции (+6,3 мм) и истираемость по количеству фракции (-0,5 мм). Для установления фазового состава и структурных особенностей агломератов различной основности отбирались пробы преимущественно средних и нижних слоев агломерационного пирога, где глубина взаимодействия компонентов шихты была максимальной.

Результаты определения холодной прочности свидетельствуют о ее четкой зависимости от основности агломератов (рис. 1). Однако характер кривой отличается от ранее полученных отсутствием резкого падения прочности в агломератах низкой основности.

Установлено, что в изученном интервале основности 1,0 – 3,0 по показателям холодной прочности выделяются три группы агломератов (табл. 5).

Самую низкую прочность имеют агломераты основности 1,0, которая не превышает 61 - 62 % (фракция +6,3 мм). Для всех агломератов низкой основности 1,0 – 1,4 характерен большой разброс показателей от 61 до 68 %. Затем в интервале основности от 1,6 до 2,1 наблюдается область устойчивой прочности с показате-

Таблица 2

Основность	Шихта/	Хими	ческий соста	ав, % (по мас	ce)	CaO/SiO ₂
агломерата	накат	Fe	SiO ₂	CaO	С	шихты/наката
1.0	Шихта	61,2	4,69	4,06	2,42	0,86
1,0	Накат	62,6	4,75	2,80	1,48	0,59
1.2	Шихта	61,1	3,28	5,19	1,59	1,58
1,2	Накат	61,8	2,98	4,00	1,25	1,34
1.(Шихта	55,7	4,30	9,75	3,56	2,27
1,0	Накат	59,5	4,32	5,80	1,97	1,34
2.0	Шихта	53,0	4,69	12,53	4,59	2,67
2,0	Накат	57,9	4,35	7,41	2,40	1,70
2.4	Шихта	51,0	4,37	15,49	4,57	3,54
2,4	Накат	55,8	4,30	9,79	2,55	2,28
2.0	Шихта	47,8	4,71	19,11	5,96	3,97
2,9	Накат	53,9	4,39	11,91	2,95	2,71

Химический состав неокомкованной шихты (шихта) и накатов на центры окомкования (накат)

Таблица З

Серия спекания	Основность	Оленегорский концентрат	Ковдорский концентрат	Известняк	Коксик	Возврат
	1,0	554,4	369,6	43,1	66,2	547,8
	1,3	541,8	361,2	80,6	64,2	555,2
I	1,4	536,3	357,7	95,8	68,0	560,3
	1.7	525,8	350,5	127,3	68,5	567,8
	1,9	517,2	344,8	151,8	69,6	573,6
	2,1	506,8	337,9	173,2	70,2	581,1
	2,3	490,2	326,8	231,9	73,2	593,5
	2,4	488,1	325,4	236,6	75,0	595,1
	2,7	469,6	131,1	291,1	77,3	608,4
	2,8	460,2	306,8	320,4	74,1	613,8
	2,9	457,8	305,2	325,6	81,1	618,0
	1,0	552,1	368,0	44,1	62,0	544,2
	1,2	542,0	361,3	72,7	62,7	550,0
п	1,6	522,9	348,6	128,8	64,3	564,0
11	2,0	503,9	335,9	174,7	65,2	572,0
	2,4	480,3	320,2	238,2	66,7	585,0
	2,9	457,3	304,9	301,4	68,2	598,5

Компонентный состав лабораторных агломератов, кг/т

Таблица 4

Химический состав лабораторных агломератов, % (по массе)

Серия спекания	Основность	Fe	FeO	SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃
	1,0	60,9	13,5	4,9	5,1	3,0	1,2
	1,3	59,2	11,5	4,9	6,4	2,9	1,1
	1,4	59,6	12,5	4,7	6,8	2,8	1,1
	1.7	58,9	12,1	4,5	7,6	2,9	1,1
	1,9	58,1	11,7	4,5	8,5	2,8	1,1
Ι	2,1	57,3	11,6	4,5	9,4	2,8	1,1
	2,3	55,8	11,3	4,8	11,1	2,7	1,0
	2,4	55,9	11,5	4,6	11,2	2,6	1,1
	2,7	54,6	10,9	4,7	12,6	2,7	1,0
	2,8	54,0	10,3	4,8	13,3	2,6	1,0
	2,9	54,3	11,8	4,7	13,4	2,7	1,1
	1,0	60,8	13,3	5,3	5,2	2,8	1,2
	1,2	60,2	12,7	5,1	6,0	2,8	1,2
	1,6	58,4	11,7	4,9	8,1	2,7	1,1
11	2,0	57,0	11,2	4,8	9,5	2,7	1,1
	2,4	55,4	10,3	4,8	11,7	2,7	1,1
	2,9	53,6	9,6	5,0	14,2	2.6	1,1

лями 62 - 64 %. И только потом с ростом основности агломератов выше 2,1 и до максимально изученной основности 3,0 холодная прочность возрастает от 63 до 74 % (см. рис. 1). Истираемость (-0,5 мм) во всем интервале основности 1,0 – 3,0 постепенно уменьшается от

величин, близких к 6,9 – 5,8 у агломератов низкой основности до 4,0 – 3,3 у высокоофлюсованных (см. табл. 5).

В составе каждой из групп агломератов основной рудной фазой является магнетит. По данным рентгеноспектрального микрозондирования в составе твердого



Рис. 1. Схема, изменения холодной прочности в агломератах 1,0 – 3,0

раствора магнетита обнаружены десятые доли оксидов кальция, магния и алюминия. Различия агломератов состоят в минеральном составе связок магнетитовых зерен, которые и выполняют роль носителей прочности готовой продукции.

В группе агломератов основности 1,0 - 1,4 причиной непостоянства прочностных свойств является низкая степень развития процессов расплавообразования. Новообразования силикатов чаще всего приурочены к участкам неокомкованной шихты. Среди стеклофаз агломератов низкой основности в объемах переофлюсованный шихты с повышенным содержанием топлива наблюдаются кристаллы железокальциевого оливина СаFeSiO₄ либо композиция железокальциевого оливина с двукальциевым силикатом Ca₂SiO₄ (рис. 2, *a*). Совместная кристаллизация оливина и двукальциевого силиката в составе силикатных связок агломератов низкой основности объясняется наличием в диаграмме состояния CaO–FeO–SiO₂ смежных полей их кристаллизации [14].

Методом рентгеноспектрального микрозондирования замерены составы железокальциевых оливинов в различных объемах агломератов основности 1,2 и 1,4. Установлено, что железокальциевый оливин является твердым раствором, в составе которого катионами являются кальций, щелочи, магний, двухвалентное железо и титан; анионами – кремний, алюминий, ванадий. Химический состав оливинов может быть выражен как (Ca, Na)(Fe, Mg, Ti)(Si, Al, V)O₄. В свою очередь, многочисленные замеры оливинов в разных исследованных образцах свидетельствуют о непостоянстве составов твердых растворов. Это относится к содержанию в них щелочей и особенно железа, магния и титана. При низкой основности шихты микроструктурная неоднородность агломератов является следствием незавершенности процесса расплавообразования и наблюдается в виде дендритов магнетита в стеклофазе (рис. 2, б); волластонита на месте кварца (рис. 2, в); расплава, близкого по составу к форстериту (рис. 2, г); реликтов возврата и обломков руды.

6

ISO 3271 Серия Основность AL____.5 спекания $TI_{+6.3}$ 1.0 60,78 6,96 1.3 63.98 6.59 1,4 5,77 66.00 5,03 1.7 62,35 1.9 4,62 62,61 Ι 2.1 63,30 4,28 3,76 2.3 70,36 2,4 3.73 71,49 2.7 74.57 3.4 2.8 75.63 3,47 2.9 74.22 3,31 1,0 62.12 6,76 1.2 68,10 6,27 4,57 1,6 64,71 П 2,0 69.69 3,93 2,4 75.63 3,45 2.9 77.24 3,25

Показатели прочности агломератов основности 1.0 – 3.0

В узком интервале основности от 1,4 до 1,6 происходит незначительное снижение уровня прочности агломератов от 66 до 64 %. При этом в агломератах на месте неокомкованной части шихты при спекании появляются стеклофазы одновременно с оливиновой и высококальциевой фазой мелилитового состава. Так происходит медленная смена минерального состава силикатных связок с ростом основности агломератов. В стеклофазе уменьшается количество железистых оливинов и увеличиваются кальциевые мелилиты.

В интервале основности 1,6 - 2,1 появляется область агломератов устойчивой прочности с одинаковым выходом фракции +6,3 мм (62 - 63 %). В этой группе агломератов заметно больше стеклофазы, раскристаллизованной до мелилита (рис. 2, д). Мелилит представляет собой сложный по составу промежуточный член в ряду окерманит Ca2MgSi2O7 - железистый геленит Ca₂Fe³⁺SiAlO₇ – щелочной геленит NaCaAlSi₂O₇. По данным рентгеноспектрального микрозондирования химический состав позволяет представить формулу мелилита как (Na, Ca)₂(Fe²⁺, Mg, Ti)SiAlO₇. Постепенное изменение состава силикатов от оливина к мелилитам и обнаруженное существование в агломератах области их совместной кристаллизации предположительно объясняется существованием этих фаз в смежных полях кристаллизации четверной диаграммы состояния $CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2$ [15].

Обращает внимание, что при шихтовых и технологических условиях спекания агломератов в интервале основности от 1,0 до 2,0 главным силикатообразующим

Таблица 5



Рис. 2. Минеральные композиции в стеклофазах агломератов основности 1,0 – 2,0 (магнетит – белый): *a* – совместная кристаллизация оливина и двукальциевого силиката; *б* – дендриты магнетита; *в* – волластонит в стеклофазе; *c* – стеклофаза на месте форстерита; *д* – мелилит в стеклофазе. Отраженный свет, ×500

компонентом является FeO. В составе агломератов происходит смена минерального состава FeO-содержащих силикатных связок от оливина до мелилита практически без потери прочности, как и в агломератах основности 1,4 – 1,6.

С ростом основности выше 2,1 – 2,3 в агломератах меняется направление минералообразования связок и вместо силикатов носителем прочности становятся ферриты (рис. 3).

В агломератах высокой основности расплавообразующим становится трехвалентное железо. Рост основности железорудного расплава интенсифицирует процесс ферритообразования, при этом в агломерате уменьшается количество силикатной связки, поскольку в составе алюмосиликоферрита количество оксида кремния достигает ~10 % (по массе). Увеличение количества оксида кальция в железосиликатном расплаве является причиной смены состава ферритных фаз и появления наряду с ними алита Ca_3SiO_5 . Для группы агломератов высокой основности характерны высокие показатели холодной прочности, поскольку ферритные связки по своим показателям превосходят силикатные. **Выводы.** Особенностью агломератов Череповецкого металлургического комбината ОАО «Северсталь» является наличие в аглошихте двух концентратов магнетитовых руд, не имеющих в своем составе низкотемпературных силикатов – источников первичного расплава.

При спекании шихты в широком интервале основности от 1,0 до 3,0 установлены различные по минеральному составу и прочностным свойствам агломераты.

В интервале основности 1,0 – 1,4 силикатной связкой агломератов является преимущественно стеклофаза оливинового состава. Разброс значений прочности готовой продукции связан с не полностью завершенным процессом расплавообразования. Колебания показателя прочности TI_{+6,3} (ISO-3271) составляют от 61 до 68 %.

Группа агломератов основности 1,6 – 2,1 упрочнена высококальциевой стеклофазой мелилитового состава и имеет близкие показатели прочности в интервале 62 – 64 %. Переход группы агломератов, упрочненных оливиновой связкой, к агломератам с мелилитовой связкой происходит постепенно без значительной по-



Рис. 3. Ферритная связка в составе высокоофлюсованных агломератов: *1* – магнетит, *2* – феррит, *3* – стеклофаза. Отраженный свет, ×200

тери прочности, свойственной агломератам, спеченным из концентратов руд Курской магнитной аномалии и железорудной шихты ММК [6, 12].

С ростом основности шихты выше 2,1 и до изученной 3,0 при спекании наблюдается изменение направления минералообразования связок. Главным расплавообразующим компонентом шихты становится трехвалентное железо, а связкой магнетитовых зерен – алюмосиликоферриты. Смена силикатных связок на ферритные является причиной резкого подъема прочности готовой продукции вплоть до 75 – 77 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Ярхо Н.А., Якубцинер Н.М., Иоффе В.Е. // Сталь. 1954. № 6. С. 501 – 507.
- Стратников И.Б., Астахов А.Г. // Сталь. 1958. № 5. С. 398-404.
- Миллер В.Я., Базилевич С.В. идр. // Сталь. 1961. № 11. С. 965 – 970.
- Тациенко П.А., Арбузов В.А. // Бюлл. ЦИИНИМ. 1962. № 23. С. 36 – 37.

- Базилевич С.В., Куценко В.Ф., Базилевич Т.Н. // Сталь. 1965. № 5. С. 385 – 394.
- 6. Базилевич С.В., Вегман Е.Ф. –М. : Металлургия, 1967. 368 с.
- Тациенко П.А., Невойса Г.Г., Баланцев П.П. // Изв. АН СССР. Металлы. 1968. № 1. С. 17 – 21.
- 8. Утков В.А. М.: Металлургия, 1977. 156 с.
- **9.** Миллер В.Я., Ляхов П.А. // Обогащение руд. Изв. Механобр. 1963. Т. 6. С. 27 32.
- 10. Миллер В.Я., Базилевич С.В. // Сталь. 1962. № 12. С. 1057 – 1060.
- 11. Шаврин С.В., Ченцов А.В. // Сталь. 1964. № 8. С. 680-684.
- Малышева Т.Я., Юсфин Ю.С., Мансурова Н.Р. идр. // Сталь. 2007. № 2. С. 18-21.
- **13.** Малышева Т.Я., Деткова Т.В., Логинов И.В. и др. // Металлург. 2010. № 5. С. 38 – 42.
- 14. Allen W.C., Snow R.B. // J. Am. Ceram. Soc. 1955. Vol. 38. P. 264 – 280.
- Осборн Е.Ф. // Проблемы современной металлургии. 1955.
 № 2. С. 22 43.

© 2013 г. Т.В. Деткова, Т.Я. Малышева, Р.М. Павлов Поступила 29 апреля 2013 г. УДК 669.162.1

А.В. Смагина¹, В.В. Коровушкин¹, Г.С. Подгородецкий¹, А.М. Бижанов¹, Д.В. Нуштаев²

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» ² ООО «ТЕСИС»

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ ОКАТЫШЕЙ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНИХ НАГРУЗОК

- Аннотация. В работе исследован характер разрушения железорудных зональных окатышей, состоящих из магнетитового ядра и гематитовой оболочки. Для изучения распределения нагрузки и деформации при разрушении зонального железорудного окатыша под действием двусторонней сжимающей нагрузки приведена конечно-элементная модель, реализованная в программном комплексе SIMULIA Abaqus. Результаты данного исследования показали, что максимальные напряжения находятся в местах приложения сжимающей нагрузки. Проведены два эксперимента по изучению процесса образования и распространения трещин внутри окатыша при сжимающих нагрузках. Первый эксперимент заключался в видеосъемке разрушения отполированной половины железорудного зонального окатыша до момента его полного разрушения. В другом случае использовались целые окатыши, нагрузка на которые увеличивалась дискретно, после чего окатыш разрезался и с помощью оптической микроскопии изучалось начало трещинобразования. Сделан вывод о том, что прочность зональных окатышей обусловлена пораностью их оболочки, несмотря на возможность появления первых трещин в ядре окатыша.
- Ключевые слова: зональные железорудные окатыши, механические свойства, двусторонняя сжимающая нагрузка, распространение трещин, метод конечных элементов, магнетитовое ядро, гематитовая оболочка, сжимающие напряжения, распространение напряжений и деформаций, трещинообразование, программный комплекс SIMULIA Abaqus.

INVESTIGATION OF DESTRUCTION PROCESS OF THE DOUBLE PHASED IRON ORE PELLETS UNDER EXTERNAL LOADS

Abstract. The fracture behavior of iron ore pellets with double-phase structure which consists of magnetite core and hematite shell had been investigated in this work. The finite element model of two point load tests implemented in the software package SIMULIA Abaqus, are developed for study the load deformation behavior and the fracture of double-phased iron ore pellets. The results of this study showed that the maximum stresses were loaded in the compressed places of the shell. There were carried out two experimental methods to determine the process of cracking inside the pellet under compressive loads. The first method consisted of testing the half of double phased pellet between two horizontal plates that were under the compressive load. This tests were provided with making video. The sample was loaded until its failure. In the other case tested the whole pellets which were loaded by the discrete load. After that pellets were cut in halves and then its was investigated with using method of optical microscopy. The results showed that the fracture will be initiated at the shell earlier than at the core of the double–phased pellets, despite the possibility of initiation the first cracks in the magnetite core.

Keywords: double-phased iron ore pellets, mechanical characterization, two point load test, fracture criterion, finite element model, magnetite core, hematite shell, compressive load, stress and deformation behavior, cracking, software package SIMULIA Abaqus.

Одним из важных металлургических свойств окатышей является их холодная прочность. Окатыши должны обладать достаточной холодной прочностью, чтобы сохранять свою целостность непосредственно при сходе с конвейерной ленты обжиговой машины, при перегрузке, транспортировке на дальние расстояния, длительном хранении на складах и загрузке в доменную печь. На сегодняшний день продукция не всех горно-обогатительных комбинатов удовлетворяет данному требованию. Окатыши низкой прочности и мелочь, попавшие в шахту доменной печи вместе с шихтой, ухудшают газопроницаемость шихты, что тормозит восстановительные процессы и мешает нормальной работе печи [1, 2]. Потери сырья в виде пылевых выбросов, образующихся при разрушении окатышей, ухудшают экологическую обстановку как на фабриках окомкования, так и во время их транспортировки до потребителя. Разрушение окатышей происходит как непосредственно при действующих на них статических и ударных нагрузках, так и в результате истирания друг о друга при перегрузке.

При нарушениях технологического процесса при обжиге (недостаточная температура обжига или высокая скорость обжиговой ленты, а также занимаемое положение в паллете) образуются окатыши с двухзонной структурой (зональные окатыши). Зональные окатыши содержат не только гематит, но и магнетит и обладают низкой холодной прочностью. В недоокисленных окатышах магнетит содержится, главным образом, в центральных областях. Окатыши с неоднородной структурой разрушаются в большей степени. Однако сам механизм разрушения зональных окатышей, распределение напряжений и деформаций в них при этом до настоящего времени изучен недостаточно.

Известна работа [3], где применялся программный комплекс LS-DYNA 971 для построения компьютерной модели окатышей, испытывающих двустороннюю на-грузку. Моделирование в этом случае проводилось на

партии однородных окатышей, не содержащих трещин, загруженных в цилиндр при двусторонней сжимающей нагрузке с учетом изменения формы, размера и механических свойств материала с расчетом возникающих напряжений. Этот же программный комплекс был применен в работе [4] для исследования распределения напряжений и деформаций в цилиндрических брикетах при нагрузках на боковые стенки цилиндра. Авторы показали, что напряжения и деформации в круговом сечении уменьшаются от периферии к центру в направлении приложения нагрузки и в этом же направлении осуществляется разрушение. В работе [5] рассмотрено влияние односторонней и двухсторонней сжимающей и ударной нагрузок на однородный окатыш, а также напряжения на поверхности контакта и распространение их в объеме. Анализ прочности железорудных окатышей на сжатие был проведен авторами [6], которые с использованием математических расчетов и экспериментов пришли к выводу, что их разрушение начинается в центре под действием растягивающих напряжений от сжимающей нагрузки, направленной вдоль оси приложения силы. Однако вопрос, какие нагрузки оказывают первостепенное значение, растягивающие или сжимающие, на разрушение окатышей остается неясным. Кроме того, в работах рассматривалось моделирование на сплошных окатышах, а большинство окатышей имеют двухзонную структуру, и для них моделирование разрушающих напряжений и расчета деформаций не проводилось. В связи с этим, целью настоящей работы являлось исследование распределения напряжений и деформаций в зональных окатышах при воздействии на них механической нагрузки и выяснение механизма их разрушения.

Для описания физической модели распределения напряжений и деформаций в окатыше при двусторонней нагрузке в качестве средства приближенного решения дифференциальных уравнений использовался метод конечных элементов (МКЭ), реализованный в программном комплексе SIMULIA Abaqus, удовлетворяющем требованиям ISO 9001 и ANSI/ASME NQA-1 по обеспечению качества. Данный комплекс, предназначенный для приближенного решения задач из области механики деформируемого твердого тела, позволяет получать численные решения при расчете статических и динамических нагрузок для широкого класса материалов с различными механическими характеристиками и поведением [7]. Помимо решения задач прочности, одним из решающих преимуществ МКЭ является возможность применять метод к телам, составленным из нескольких материалов, что дало возможность рассчитать модель распределения напряжений и деформаций двухзонного окатыша.

Основная идея метода конечных элементов состоит в том, что такую непрерывную величину, как давление и перемещение можно аппроксимировать дискретной моделью, которая строится на множестве кусочно-непрерывных функций, определенных на конечном числе подобластей. Кусочно-непрерывные функции определяются с помощью значений непрерывной величины в конечном числе точек рассматриваемой области.

В рамках работы было произведено комплексноэлементное моделирование статически нагруженного двухзонного окатыша с учетом его упругой модели при расположении окатыша между двумя недеформируемуми абсолютно жесткими поверхностями. Внешнее воздействие задавалось перемещением верхней абсолютно жесткой плиты в направлении оси *OY* на 1 мм.

В данном случае при использовании МКЭ математическая модель окатыша была разбита на непересекающиеся компоненты (подобласти) простой геометрии конечно-элементную сетку (рис. 1). Механическое поведение каждого элемента сетки выражается с помощью конечного числа степеней свободы или значений искомых функций во множестве узловых точек. Значение непрерывной величины в каждой узловой точке считается переменной, которая должна быть определена. Непрерывная величина аппроксимируется на каждом элементе полиномом, который определяется с помощью узловых значений этой величины. Для каждого элемента определяется свой полином, но полиномы подбираются таким образом, чтобы сохранялась непрерывность величины вдоль границ элемента. Поведение математической модели, в конечном счете, аппроксимируется поведением дискретной модели, полученной путем сборки всех элементов [8].



Рис. 1. Конечно-элементная модель зонального окатыша с разрезом. Центральная часть магнетит, наружная часть гематит

Для расчета модели был взят окатыш, диаметр ядра которого равнялся половине диаметра окатыша. Ниже приведены характеристики компонентов зонального окатыша, используемые в расчете:

Материал	Модуль Юнга, MPa	Коэффициент Пуассона
Гематит	21,44	0,13
Магнетит	23,14	0,23

Результаты расчета распределения напряжений по Мизесу по вертикальному разрезу зонального окатыша показаны на рис. 2, а значения напряжений на вставке рисунка. Распределение рассчитанных логарифмических деформаций в окатыше показано на рис. 3, а их численные значения также на вставке рисунка.

Распределение напряжений по Мизесу вдоль направляющей *I* – *I* показано на рис. 4.



Рис. 2. Визуализация результатов расчета. Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в окатыше по разрезу



Рис. 3. Визуализация результатов расчета. Распределение логарифма деформаций в окатыше по вертикальному разрезу

Как видно из рис. 2, 3, максимальное напряжение (2,07 МПа) и логарифм деформации (-0,1) приходятся на область приложения нагрузки. Построенная модель коррелирует с моделями незонального окатыша, представленными в работе [3]. График распределения напряжений по Мизесу по направляющей *I*-*I* вдоль вертикального разреза (рис. 4) показывает, что минимальные значения напряжений (0,2 МПа) находятся в центре окатыша, а на границе перехода от оболочки к ядру окатыша напряжения и деформации изменяются скачком, величина которого определяется различиями модуля Юнга и коэффициента Пуассона для гематита и магнетита (см. таблицу)[9]. При горизонтальном разрезе распределение напряжений вдоль направляющей *II* – *II* (рис. 5) носит иной характер: близкие к нулю напряжения испытывает поверхность окатыша, а максимальные его центр.

Для практического наблюдения и выяснения последовательности образования трещин и начала разрушения зональных окатышей были проведены два вида экспериментов. В первом случае окатыши разрезались с сохранением одной полной половины, которая затем шлифовалась и полировалась, после чего последовательно нагружалась до разрушения с видеозаписью. По данной методике были проведены испытания зональных окатышей ОАО «Карельский окатыш» из верхней части паллеты, ее середины и нижнего слоя, а также незонального окатыша.

На рис. 6 приведены отдельные кадры видеосъемки с указанием приложенной вертикальной нагрузки на окатыш. Все окатыши, взятые из разных слоев одной паллеты, имеют четко выраженную зональность. В окатышах из верхней части паллеты (рис. 6, *a*) начало разрушения фиксируется при нагрузке 52,8 кг. Это проявляется едва заметной трещиной в нижней части оболочки окатыша. При нагрузке 56,4 кг эта трещина распространяется по ядру и оболочке окатыша, а далее при той же нагрузке окатыш разрушается вдоль приложения нагрузки.







Диаметр окатыша по горизонтальному разрезу, мм

Рис. 5. График распределения напряжений по Мизесу вдоль направляющей II – II



Рис. 6. Кадры видеосъемки разрушения зональных окатышей при возрастающей нагрузке: *a* – окатыш из верхнего слоя паллеты; *б* – окатыш из средины паллеты; *в* – окатыш из нижнего слоя паллеты

Картина разрушения окатыша из середины паллеты (рис. 6, δ) не отличается от выше рассмотренной картины на рис. 6, a. При нагрузке 58,4 кг также видна появившаяся трещина в оболочке, которая распространилась по границе раздела ядра и оболочки. Разрушение окатыша после образования трещин происходило уже при меньшей нагрузке.

Окатыш из нижней части паллеты (рис. 6, *в*) отличается большей трещиноватостью границы раздела между ядром и оболочкой, и развитие трещины при нагрузке 54,3 кг прошло именно по ней.

Из сопоставления разрушающей нагрузки следует отметить, что минимальное ее значение наблюдается в окатышах из нижнего слоя паллеты, в то время как для окатышей из середины и верхнего слоя она выше. На это может сказываться как расположение окатыша в слое, так и большая выраженность границы раздела между ядром и оболочкой

Во втором виде экспериментов окатыши были подвергнуты вертикальной нагрузке, не доводя окатыш до разрушения. Нагрузка увеличивалась ступенчато от 75 до 250 кг, затем окатыши разрезались вдоль направления приложения силы, после чего на полированных поверхностях под микроскопом контролировалось начало образования трещин.

На рисунке 7, *a*, *б* приведены микроснимки периферии и центральной части полированного разреза окаты-

ша при увеличении 200 после приложения нагрузки в 234 кг. Из микроснимка видно, что микротрещины начинают развиваться в магнетитовом ядре преимущественно в направлении приложения нагрузки, при этом трещин в оболочке не наблюдалось, что находится в соответствии с данными работы [6]. На снимке также наглядно видна большая пористость ядра, подтвержденная измерениями удельной поверхности пор, которая составила для ядра 1,83, а для оболочки 1,26 м²/г. Проведенное сравнение микротвердости ядра и оболочки в исходном окатыше показало, что микротвердость оболочки в 1,5 раза выше таковой ядра, при этом экспериментально было установлено, что магнетит более подвержен трещинообразованию по сравнению с гематитом и образование трещин в магнетитовом ядре наступает при меньшей нагрузке.

Анализируя графики напряжений и деформаций зональных окатышей и сопоставляя их с результатами образования трещиноватости, пористости и удельной поверхности пор следует, что разрушение окатышей начинается с появлением трещины в оболочке в точках приложения нагрузки на поверхности, где большие величины напряжений и деформаций окатыша, в соответствии с их эпюрами (см. рис. 2, 3). Это происходит, несмотря на первичное образование микротрещин в ядре окатыша магнетитового состава, вследствие распирающих горизонтальных сил в ядре окатыша, боль-



Рис. 7. Микроснимки гематитовой оболочки окатыша (*a*) и его магнетитовой центральной зоны (*б*), иллюстрирующие место возникновения трещин после приложения вертикальной нагрузки в 234 кг, ×200

шую его пористость и меньшую твердость. При этом на величину разрушающих напряжений будет влиять и диаметр ядра, поскольку с его увеличением прочность окатыша уменьшается, что было подтверждено в результате проведенных экспериментов. Таким образом, разрушение зональных окатышей проходит в две стадии. Сначала образуются микротрещины в ядре окатыша с одновременным увеличением пористости ядра, что ослабляет прочность магнетитового ядра в целом, а затем, при достижении предела прочности оболочки, в ней появляются трещины и она раскалывается.

Результаты исследования распределения напряжений и деформаций в зональных окатышах при воздействии на них механической нагрузки имеют практическую значимость, поскольку позволяют понять механизм их разрушения. Так как прочность окатышей обусловлена прочностью ее оболочки, то при поиске путей упрочнения окатышей с помощью влияния на них физического воздействия, следует искать такие методы, которые в первую очередь укрепляют гематитовую оболочку. Такими могут являться, например, методы импульсного электромагнитного воздействия [10], повышающие прочность и твердость оболочки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Вегман Е.Ф., Жеребин Б.Н., Похвиснев А.Н. и др. Металлургия чугуна: Учеб. для вузов / Под ред. Ю.С. Юсфина. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.
- Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф., Антоненко Л.К. Интенсивность производства и улучшение качества окатышей. – М: Металлургия, 1994. – 239 с.
- Gustafsson G. Mechanical characterization and modelling of iron ore pellets: Doctoral thesis. Luleå University of Technology. 2012. – 174 p.
- 4. Бижанов А.М., Курунов И.Ф., Дуров Н.М. и др. // Металлург. 2012. № 7. С. 32 – 35.
- Каменев А.Д. Комплексное моделирование агломерации и окомкования руд. Пер. с болг. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
- 6. Meyers M.A., Meyers P.P. // S.M.E.-AIME transactions. 1981. Vol. 274. P. 1875 1884.
- Чигарев А.В., Кравчук А.С., Смалюк А.Ф. ANSYS для инженеров: Справ. пособие. – М.: Машиностроение, 2004. – 512 с.
- 8. Зенкевич О., Морган К. Конечные элементы и аппроксимация. Пер. с англ. М.: Мир, 1986. 318 с.
- 9. Петроченков Р.Г., Абсатаров С.Х // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2008. № 8. С. 249 – 253.
- Пат. 2476607 РФ. Способ обработки железорудных окатышей. / Коровушкин В.В., Шипко М.Н., Подгородецкий Г.С. и др. 2011.

© 2013 г. А.В. Смагина, В.В. Коровушкин, Г.С. Подгородецкий, А.М. Бижанов, Д.В. Нуштаев Поступила 14 мая 2013 г.

УДК 669.162.046.58:536.2

Б.П. Юрьев

Уральский федеральный университет

ИЗУЧЕНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СОКОЛОВСКО-САРБАЙСКИХ ОКАТЫШЕЙ

- Аннотация. На основе известных методов определены теплофизические свойства железорудных окатышей из концентратов Соколовско-Сарбайского ГОКа. Найдена зависимость кажущейся средней теплоемкости от температуры. Определены коэффициенты температуропроводности офлюсованных окатышей. По найденным значениям теплоемкости и коэффициентов температуропроводности определены коэффициенты теплопроводности. Полученные данные могут быть использованы при оптимизации конструктивных и режимных параметров работы конвейерных обжиговых установок.
- *Ключевые слова*: теплофизические свойства, железорудные окатыши, концентраты, метод смешения, энтальпия, физическая теплоемкость, фазовый состав, кажущаяся теплоемкость, офлюсованные окатыши, коэффициенты температуро- и теплопроводности, инженерные расчеты, проектирование, установки.

STUDY OF THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF SOKOLOVSK- SARBY PELLETS

- *Abstract.* On the basis of the known methods the thermophysical properties of ironore pellets from the concentrates at Sokolovsk- Sarby Ore-Dressing Complex were determined. The dependence of the apparent high heat on temperature. Determined the coefficients of thermal fluxed pellets. Estimated values of the coefficients of heat capacity and thermal conductivity coefficients are determined. The data obtained can be used to optimize the design and operating parameters of the conveyor roasting units.
- *Keywords*: thermophysical properties, iron-ore pellets, concentrates, mixing method, enthalpy, physical thermal capacity, phase composition, apparent thermal capacity, fluxed pellets, coefficients of temperature and heat capacity, engineering calculations, designing, aggregates, units.

Совершенствование технологии производства железорудных окатышей требует дальнейшего более глубокого изучения процесса их термической обработки в обжиговых агрегатах. Отработка рациональных режимов работы этих установок возможна на основе изучения закономерностей протекания основных процессов (окисление магнетита, разложение карбонатов, твердофазное спекание и др.), сопровождающих обжиг окатышей.

Учесть влияние этих процессов на распределение температур в слое материала, а, следовательно, на продолжительность обжига, можно лишь при наличии надежных данных о теплофизических свойствах окатышей.

Целью настоящих исследований являлось определение теплофизических характерстик окатышей из концентратов Соколовско-Сарбайского горно-обогатительного комбината (ССГОКа). Окатыши имели следующий химический состав в исходном состоянии, % (по массе): 60,3 Fe; 24,5 FeO; 4,8 SiO₂; 6,5 CaO; 0,1 Mn; 0,012 Zn; 0,004 Cu; 0,017 P; 0,24 S; 3,5 ПМПП. Изменение химического состава образцов в зависимости от температуры обжига приведено в табл. 1.

Среднюю физическую теплоемкость окатышей изучали методом смешения на установке с адиабатическим калориметром [1]. Методика проведения опытов заключалась в следующем.

Образцы железорудных офлюсованных окатышей массой от 4 до 5 г помещали в ампулу из жароупорного сплава, нагревали в трубчатой печи сопротивления до

заданной температуры и выдерживали в ней в течение 20 мин для выравнивания температурного поля, а затем сбрасывали в теплоприемник адиабатического калориметра. Выдержка была достаточной для установления в системе теплового равновесия.

Отличительной особенностью данной методики является то, что образцы нагревали и выдерживали при заданной температуре в изобарных условиях (P = const) в окислительной атмосфере. Для этого в крышке ампулы были сделаны специальные отверстия для доступа кислорода воздуха к поверхности кусочков оксидов железа. При нагреве образцов до заданной температуры в материале образца происходили превращения, связанные с окислением магнетита по реакции

Таблица 1

Изменение химического состава образцов в зависимости от температуры нагрева

Температура		Содержание, % (по массе)								
нагрева образца, К	Fe	FeO	CaO	SiO ₂	S					
473	59,80	24,60	6,58	4,20	0,24					
673	59,90	23,10	6,48	4,00	0,24					
873	59,60	20,30	6,58	4,00	0,23					
1073	60,00	15,90	6,58	4,00	0,20					
1273	62,10	14,20	6,68	3,82	0,17					
1473	61,60	6,90	6,28	4,12	0,08					

$$2Fe_{3}O_{4} + 0.5O_{2} = 3Fe_{2}O_{3}, \qquad (1)$$

разложением карбоната кальция

$$CaCO_3 = CaO + CO_2$$
 (2)

и образованием новых химических соединений

$$Fe_2O_3 + 2CaCO_3 = Ca_2Fe_2O_5 + 2CO_2,$$
 (3)

$$2CaO + SiO_2 = Ca_2SiO_4, \qquad (4)$$

$$2CaO + Fe_2O_3 = Ca_2Fe_2O_5.$$
 (5)

Таким образом, изменение теплоемкости материала фиксировалось не только в зависимости от температуры, но и от фазового состава, изменявшегося в различной степени при разной температуре.

Изменение энтальпии, кДж/кг, при нагревании железорудных окатышей в интервале от температуры калориметра до температуры печи и их среднюю теплоемкость, кДж/(кг·К), определяли по формулам

$$\Delta H_{T_{\rm K}}^{T_{\Pi}} = \frac{W(\Delta T - \Delta T_{\rm amn}G_{\rm amn})}{G} \tag{6}$$

И

$$\bar{C}_P = \frac{W(\Delta T - \Delta T_{\text{амп}}G_{\text{амп}})}{(T_{\Pi} - T_{\text{K}})G},$$
(7)

где ΔT – изменение температуры оболочки калориметра за время опыта, К; $\Delta T_{\text{амп}}$ – то же, но от 1 г ампулы, К; $G, G_{\text{амп}}$ – масса исследуемого образца и ампулы, кг; W – тепловое значение калориметра, кДж/К.

Найденные из опыта значения изменения энтальпии при нагревании (ΔH_{273}^T) и средней физической теплоемкости (\overline{C}_P) исследованных образцов в интервале температур от 273 до 1473 К приведены на рис. 1. Из рисунка видно, что теплоемкости необожженных (кривая *I*) и обожженных (кривая *3*) окатышей в интервале умеренных температур имеют существенное отличие, достигающее 21 % при 373 К. В меньшей степени это отличие получилось при высоких температурах (порядка 9 % при 773 К). При более высоких температурах (873 – 1473 К) теплоемкости необожженных и обож-



Рис. 1. Зависимость изменения энтальпии и средней физической теплоемкости от температуры: 1, 4 – для офлюсованных необожженных окатышей из концентрата ССГОКа; 2 – для необожженных окатышей из руды Itabira [2]; 3 – для обожженных окатышей [3]

женных окатышей существенного различия не имеют, так как степень окисленности окатышей с ростом температуры опыта приближалась к степени окисленности полностью обожженных. Кривые 1 и 2 показывают хорошую сходимость результатов опытов с данными работы [2] для необожженных окатышей.

На основе полученных данных рекомендуются следующие интерполяционные уравнения, отражающие температурную зависимость в интервале от 273 до 1473 К изменения энтальпии и средней физической теплоемкости обожженных железорудных окатышей:

$$\Delta H_{273}^{T} = 0,68(T - 273) + 0,269 \cdot 10^{-3}(T - 273)^{2} + 0,91 \cdot 10^{-7}(T - 273)^{3};$$
(8)

$$\overline{C}_{p} = 0,68 + 0,269 \cdot 10^{-3}(T - 273) + 0,91 \cdot 10^{-7}(T - 273)^{2}.$$
 (9)

Изменение энтальпии при нагревании концентратов ССГОКа, химический состав которых приведен в табл. 2, изучали методом количественного термическо-

Таблица 2

Химический состав исследованных образцов, взятых для определения кажущейся теплоемкости и коэффициентов температуропроводности

Mamanya		Содержание, % (по массе)									
материал	Fe ₂ O ₃	FeO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	S	$\Pi M \Pi \Pi^*$			
Неофлюсовнный концентрат ССГОКа	64,94	28,90	0,73	3,08	0,55	0,61	0,39	0,80			
Офлюсованный концентрат ССГОКа	59,40	25,80	4,03	3,27	0,98	2,42	0,30	3,80			
* ПМПП– потери массы при прокатывании.											

го анализа [4] в интервале температур от 293 до 1473 К. Сущность метода заключалась в том, что к эталону или исследуемому образцу, находящемуся в тигле, подводили в единицу времени постоянное количество теплоты и измеряли температуру в центре тигля, а также перепад температур в стенке защитного стакана. Подробное описание экспериментальной установки приведено в работе [5]. С целью проверки методики предварительно определяли изменение энтальпии при нагревании кварца, а результаты контрольных опытов сравнивали с литературными данными [6]. Максимальное отклонение результатов контрольных опытов от литературных данных не превышало 10 %.

Основная формула для определения изменения энтальпии вещества при нагревании по результатам опыта имеет вид:

$$\Delta H = \frac{\Delta H_2 G_2 - \Delta H_1 G_1}{G} \left(\frac{\Delta T \tau - \Delta T_1 \tau_1}{\Delta T_2 \tau - \Delta T_1 \tau_1} \right) + \frac{\Delta H_1 G_1}{G}, \quad (10)$$

где ΔH – алгебраическая сумма тепловых эффектов экзотермических и эндотермических реакций, протекающих в исследуемом материале, а также теплоты, сообщенной образцу при его нагреве в интервале от 293 К до $T_{\rm K}$ (изменение энтальпии при нагревании), кДж/кг; ΔH_1 , ΔH_2 – изменение энтальпии при нагревании эталонов до заданной температуры, кДж/кг; G, G_1, G_2 – соответственно масса исследуемого материала и эталонов, кг; $\Delta T, \Delta T_1, \Delta T_2$ – средняя за опыт разность температур между внешней и внутренней поверхностями при нагреве исследуемого материала и эталонов, К; τ, τ_1, τ_2 – время, необходимое для повышения температуры в центре тигля от 293 К до заданной температуры при нагревании образца исследуемого материала и эталонов, ч.

Графическое изображение зависимости энтальпии и кажущейся средней теплоемкости от температуры приведено на рис. 2. Из рисунка видно, что ход кривых 1 и 2 различен. Так, для неофлюсованного концентрата до температуры 373 К наблюдается возрастание кажущейся средней теплоемкости, что связано с удалением гигроскопической влаги. В интервале температур от 373 до 573 К наблюдается падение теплоемкости от 1,08 до 0,52 кДж/(кг·К) в связи с тепловыделением, имеющим место в результате поверхностного окисления зерен магнетита. При температуре выше 773 К также наблюдается падение теплоемкости, связанное с окислением остаточного магнетита.

Для офлюсованного концентрата (кривая 2) наблюдается рост значений теплоемкости до температуры 573 К, связанный с удалением из образца не только гигроскопической, но и гидратной влаги. В интервале температур 573 – 873 К падение теплоемкости связано с окислительными процессами. Рост теплоемкости в интервале 873 – 1173 К связан с разложением карбонатов,



Рис. 2. Изменение энтальпии при нагревании и зависимость кажущейся теплоемкости от температуры для неофлюсованного (1, 3) и офлюсованного (2, 4) концентратов ССГОКа, а также для обожженных окатышей (5)

содержащихся в материале. Дальнейшее падение теплоемкости при нагреве выше 1173 К связано с процессами доокисления магнетита. Для сравнения на рис. 2 приведена также кривая изменения теплоемкости для обожженных окатышей, которая заметно отклоняется от кривой кажущейся средней теплоемкости для концентрата ССГОКа.

Определение кажущихся значений коэффициентов тепло- и температуропроводности офлюсованных железорудных окатышей, приготовленных из тонкоизмельченного концентрата ССГОКа (см. табл. 2), осуществляли по методу, предложенному в работе [7], который сводится к нагреву цилиндрического образца и измерению температуры его поверхности и осевой части. В результате решения уравнения теплопроводности при граничных условиях третьего рода была получена формула для расчета коэффициента температуропроводности, которая имеет вид:

$$a = \frac{\beta R^2}{4(T_{\Pi} - T_{\Pi})} = \frac{R^2}{4} \frac{\beta}{T_{\Pi} - T_{\Pi}},$$
 (11)

где a – коэффициент температуропроводности, м²/с; β – скорость изменения температуры среды, К/с; R – радиус цилиндра, м; T_{Π} и T_{Π} – температура поверхности и центра цилиндра, К.

Исследованию подвергался цилиндрический образец диаметром 35 мм и длиной 108 мм, спрессованный из офлюсованного концентрата при давлении 0,49 Па. Плотность материала при этом была близкой к плотности окатышей, а пористость образца, найденная по формуле

$$m = \left(1 - \frac{\rho_{\rm of}}{\rho_{\rm kax}}\right) 100, \tag{12}$$

составляла 40 %. При этом величина объемной плотности $\rho_{ob} = 3182 \text{ кг/м}^3$, а истинная плотность ρ , найденная пикнометрически, составляла 5294 кг/м³.

Исследуемые образцы, помещенные в силитовую печь, нагревали вместе с печью с постоянной скоростью в атмосфере воздуха. Результаты опытов обрабатывали методом наименьших квадратов [8]. Температурная зависимость коэффициентов тепло- и температуропроводности представлена на рис. 3, а так же уравнением

$$a = 58,2 \cdot 10^{-9} + 40,4 \cdot 10^{-11}(T - 273) + + 11,5 \cdot 10^{-13}(T - 273)^2$$
(13)

для интервала температур от 273 до 873 К и

$$a = -38,3 \cdot 10^{-8} + 66 \cdot 10^{-10} (T - 273) - - 25 \cdot 10^{-13} (T - 273)^2$$
(14)

для интервала температур от 1173 до 1473 К.

Из рис. 3 видно, что кривая изменения коэффициента *а* находится в качественном соответствии с кривой изменения кажущейся теплоемкости (см. рис. 2) офлюсованных окатышей в зависимости от температуры. В интервале температур 373 – 873 К величина коэффициента *а* возрастает, достигая максимума при 873 К. Небольшое падение коэффициента температуропроводности в интервале 293 – 373 К связано с удалением влаги. При повышении температуры от 973 до 1173 К наблюдается падение коэффициента температуропроводности, обусловленное процессом разложения карбонатов. При температуре выше 1173 К наблюдается дальнейшее увеличение коэффициента температуропроводности, соответствующее процессу окисления оставшегося в объеме зерен магнетита.

Коэффициент теплопроводности λ, Bт/(м·К), определяли из выражения



Рис. 3. Зависимость кажущихся значений коэффициентов теплои температуропроводности окатышей от температуры: 1 и 2 – по данным автора; 3 – для обожженных окатышей [9]

$$\lambda = \alpha c \rho_{\rm ob}, \tag{15}$$

где c – кажущаяся теплоемкость, кДж/(кг·К).

Результаты вычисления λ представлены на рис. 3. Сравнивания кривые 2 и 3, видно заметное различие в значениях λ для обожженных и необожженных окатышей. Это отличие обусловлено процессами окисления магнетита и разложения карбоната кальция, сопровождающимися заметными тепловыми эффектами.

Выводы. С использованием существующих методов определены теплофизические свойства железорудных окатышей из концентратов ССГОКа. Получена зависимость средней физической теплоемкости офлюсованных окатышей от температуры и фазового состава, изменяющегося в результате протекания в окатышах при нагреве различных физико-химических процессов. С помощью метода количественного термического анализа изучено изменение энтальпии при нагревании тонкоизмельченного концентрата ССГОКа и найдена зависимость кажущейся средней теплоемкости от температуры. Определены коэффициенты температуропроводности офлюсованных окатышей с использованием выражения, полученного из решения дифференциального уравнения теплопроводности. По найденным значениям теплоемкости и коэффициентам температуропроводности рассчитаны коэффициенты теплопроводности.

Полученные данные по теплофизическим свойствам могут быть использованы при проектировании новых установок для обжига окатышей и при оптимизации конструктивных и режимных параметров работы существующих установок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Скуратов С.М., Колесов В.П., Воробьев А.Ф. Термохимия. Ч. II М.: Изд-во МГУ, 1966. 434 с.
- Beer H.P., Krainer H. // Techn. Mitt. Krupp. 1966. No 2. S. 25-47.
- **3.** Братчиков С.Г. // Изв вуз. Черная металлургия. 1961. № 2. С. 5 9.
- Рафалович И.М., Денисова И.А. Определение теплофизических свойств металлургических материалов. –М.: Металлургия, 1971. – 160 с.
- Теплофизические свойства шлаковой пемзы НТМК / Л.Л. Осиновских, Б.П. Юрьев, Н.В. Орининский и др.// Сб. тр. ин-та Урал НИИЧМ «Шлаки черной металлургии». – Свердловск: Урал НИИЧМ, 1975. Т. 22. С. 62 – 67.
- Термические константы неорганических веществ / Э.В. Брицке, А.Ф. Капустинский, Б.К. Веселовский и др.– М., Л.: Изд-во АН СССР, 1949. – 1012 с.
- 7. Лыков А.В. // ЖТФ. 1935. Т. 5. Вып. 3. С. 467.
- Линник Ю.В. Метод наименьших квадратов и основы математико-статистической теории обработки наблюдений. –М.: Физматгиз, 1962. – 349 с.
- 9. Братчиков С.Г. // Изв вуз. Черная металлургия. 1961. № 6. С. 157 – 163.

© 2013 г. *Б.П. Юрьев* Поступила 21 марта 2013 г.

УДК 669.14.018.8:669.112.227.1

О.К. Токовой¹, Д.В. Шабуров²

¹Южно-Уральский государственный университет ²ОАО «Челябинский металлургический комбинат»

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТА «КОРЖ» В НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ X18H10T. СООБЩЕНИЕ 1

Аннотация. Структура «коржа» представляет собой пористую металлическую матрицу с многочисленными включениями: шлаковые включения, грубые скопления нитридов и карбонитридов титана и окислов сложного состава. Загрязненность металла продуктами раскисления, окисления струи металла при разливке увеличивает вероятность выделения тугоплавкой фазы в виде скопления нитридов титана и появления «коржей».

Ключевые слова: нержавеющая сталь, «корж», нитриды и карбонитриды титана, шлаковые включения.

STUDY OF "CAKE" DEFECT IN CONTINUOUSLY CAST AUSTENITIC STAINLESS STEEL 18CR-10NI-1TI. REPORT 1

Abstract. The structure of "cake" defect is a porous metal matrix with numerous inclusions: slag inclusions, coarse clusters of titanium nitrides and carbonitrides and complex composition oxides. Contamination of metal by deoxidation products, oxidation of the metal stream during casting increases the probability of formation of refractory phase in the form of a cluster of titanium nitride particles and the emergence of "cakes".

Keywords: stainless steel, "cake", titanium nitrides and carbonitrides, slag inclusions.

При производстве холоднокатаного листа из коррозионностойкой стали X18H10T основными дефектами [1] являются вкрапления грубых конгломератов из смеси металла и шлака, которые принято называть «коржами». «Коржи» образуются в кристаллизаторе при непрерывной разливке стали, когда на поверхность металла для ассимиляции неметаллических включений и защиты от вторичного окисления металла присаживаются шлакообразующие смеси (ШОС). В процессе разливки эти «коржи» частично извлекаются и удаляются из металла, а частично затягиваются вглубь слябов, образуя грубые поверхностные дефекты [2, 3].

Большая часть этих дефектов удаляется при зачистке слябов перед прокаткой, что уменьшает выход годного стали, а частично дробится при горячей и холодной прокатке, образуя на поверхности листа поверхностные дефекты в виде шлаковых корочек.

Настоящее исследование посвящено изучению этих образований с использованием растровой электронной микроскопии.

В работе изучали два «коржа», взятых из кристаллизатора при разливке двух плавок нержавеющей стали X18H10T под шлакообразующей смесью двух разных химических составов (табл. 1). Оба «коржа» были извлечены из кристаллизатора на 5 – 20 м разливки.

Химический состав стали, разлитой под этими шлакообразующими смесями, приведен в табл. 2.

Изучение «коржей» проводили в два этапа.

На первом этапе на оптическом микроскопе Neophot производили качественную оценку структуры «коржа». Отбирали и отмечали наиболее часто встречающиеся типичные компоненты структуры. Второй этап производился на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6460LV с энерго-дисперсионным спектрометром фирмы Oxford Justruments Южно-Уральского государственного университета.

По результатам исследования «корж» (рис. 1, *a*) представляет собой конгломерат металла с многочисленными включениями: шлаковыми, грубыми скоплениями нитридов, оксинитридов титана и оксидов сложного состава. На рис. 1, *б* показан этот «корж» в разрезе. Видно, что «коржи» из кристаллизатора пористые. Размер пор составляет 3 – 4 мм.

Таблица 1

IIIOC	Содержание, % (по массе)										
шос	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	$K_2O + Na_2O$	F	B ₂ O ₃				
1	29,0	28,0	8,0	4,0	6,5	8,7	3,0				
2	31,8	35,0	5,5	0,5	7,1	7,6	3,0				

Состав шлакообразующих смесей

Таблица 2

	X	имический	состав	опытных	плавок
--	---	-----------	--------	---------	--------

Условный		Химический состав, % (по массе)										
номер плавки	С	Mn	Si	S	Р	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Mo	N ₂
1	0,07	1,11	0,32	0,010	0,037	17,38	9,34	0,20	0,05	0,47	0,11	0,015
2	0,06	1,21	0,40	0,013	0,034	17,05	9,58	0,34	0,03	0,42	0,16	0,014



Рис. 1. Общий вид (a) и вид в разрезе (δ) «коржа», взятого из кристаллизатора при разливке аустенитной стали

Шлаковые включения при использовании обеих ШОС представляют собой фазу темно-серого цвета (рис. 2, *a*), в промежутках которой находится вторая фаза в виде дендритов светло-серого цвета. В составе темно-серой фазы преобладают алюмосиликаты кальция (рис. 2, δ) и содержится 1,5 – 4,5 % оксидов титана. Пересчет данных спектрального анализа показал, что основу этой фазы составляет система SiO₂–CaO– Al₂O₃ в соотношении 32 – 35 % SiO₂, 25 – 57 % CaO, 16 – 26 % Al₂O₃. Состав фазы близок к составу смеси, но с более высоким содержанием оксидов алюминия. Можно предположить, что это нерасплавившиеся частицы шлаковой смеси.

В составе второй фазы (рис. 2, б) преобладают оксиды титана (45,5 %) и кальция (40,2 %). Картирование подтвердило (рис. 3), что основу этой фазы составляют кальций и титан. Вблизи шлаковых включений наблюдаются области с дендритным рельефом (рис. 4). В этих участках содержание хрома достигает 48 %. Фрагмент матрицы, снятой в характеристическом излучении, подтверждает результаты химической неоднородности по хрому. Такое неравномерное распределение хрома наблюдается при применении ШОС обеих типов. Содержание хрома в этих участках находится преимущественно в пределах 23 – 28 %, достигая, иногда, 55 %.

Металлическая матрица «коржа» представляет собой классическую нержавеющую сталь типа 18-8 (рис. 5). К крупным шлаковым включениям примыкает огромное количество неметаллических включений, расположенных в металлической матрице. Эти скопления представлены нитридами титана (рис. 6, *a*) совместно с оксидами переменного состава (рис. 6, *б*), содержащими 21 - 73 % Al_2O_3 , 2 - 23 % TiO₂, 2 - 16 % CaO,



					, , , , , , , , , , , , , , , , , , , ,					
Спектр	0	F	Na	Mg	Al	Si	S	Са	Ti	Mn
а	26,91	19,50	4,35	0,75	6,51	12,38	0,26	25,36	1,17	0,45
б	33,15	2,38	-	-	0,51	0,14	-	27,96	34,01	-

Элемент, % (по массе)

Рис. 2. Шлаковое включение в «корже» (пояснения в тексте)



Рис. 3 Результаты картирования фазы шлакового включения (*a*), представленного на рис. 2, δ : δ – O; e – Ca; e – Si; ∂ – Ti; e – Al

2 – 28 % SiO₂. Не исключено, что эти оксиды могут являться гетерогенными зародышами для выделения нитридов титана в металле. Оксиды по своему составу близки к продуктам раскисления или окисления струи металла, а также к продуктам взаимодействия раскислителей с огнеупорами ковша.

Таким образом, структура «коржа» независимо от вида применяемой смеси при разливке представляет собой пористую металлическую матрицу с многочисленными включениями. Результаты исследования позволяют предполагать, что зародышами для выделения нитридов титана в металле и образования «коржей» могут быть оксиды алюминия, кремния и титана – неудалившиеся продукты раскисления стали или продукты окисления струи металла при разливке. С этой точки зрения любое загрязнение металла неметаллической фазой должно увеличивать вероятность выделения тугоплавкой фазы в виде скопления нитридов и оксинитридов титана и образование «коржей».

Выводы. Структура «коржа» независимо от вида применяемой смеси при разливке представляет собой пористую металлическую матрицу с многочисленными включениями: шлаковые включения, грубые скопления нитридов и карбонитридов титана и окислов сложного состава. Оксиды алюминия, кремния и ти-



	Элемент, % (по массе)										
Mn Cr Si Fe Ni Mo											
1,09	55,19	0,07	41,44	1,16	1,05						

Рис. 4. Металлическая матрица с дендритным рельефом вблизи шлаковых включений в «корже»



Элемент, % (по массе)								
Si	Si Cr		Fe	Ni				
0,55	18,55	1,60	69,65	9,65				

Рис. 5. Шлаковое включение в металлической матрице «коржа»



Элемент, % (по массе)

Спектр	C	N	Ti	Cr	0	Al	Si	Mn	Ca	Mg
а	2.05	28.65	66.78	1.19	-	-	-	-	-	-
б	-	-	1,13	1,13	38,66	29,00	0,68	2,62	1,22	12,14

Рис. 6. Нитриды титана (a) и оксидные неметаллические включения (б) в металлической матрице «коржа»

тана могут явиться гетерогенными зародышами для выделения нитридов титана в металле и образования «коржей». Оксиды по своему составу близки к продуктам раскисления стали или продуктам окисления струи металла при разливке. Загрязненность металла продуктами раскисления, окисления струи металла при разливке увеличивает вероятность выделения тугоплавкой фазы в виде скопления нитридов титана и появления «коржей». В металлической матрице «коржей» имеет место существенная неоднородность по хрому, при этом концентрация хрома в отдельных участках достигает 55 %, что увеличивает тугоплавкость системы и, видимо, определенным образом, способствует образованию «коржей».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Левада А.Г., Макаров Д.Н., Антонов В.И., Токовой О.К. //Сталь. 2008. № 3. С. 74 – 75.
- Левада А.Г., Антонов В.И., Токовой О.К., Фомченко С.М. // Металлург. 2008. № 6. С. 43 – 45.
- Левада А.Г., Антонов В.И., Токовой О.К., Фомченко С.М. // Сталь. 2008. № 3. С. 40 – 43.

© 2013 г. О.К. Токовой, Д.В. Шабуров Поступила 27 мая 2013 г. УДК 669.162:669.046.516

А.Ф. Шевченко¹, И.А. Маначин¹, А.П. Толстопят², С.А. Шевченко¹

¹ Институт черной металлургии Национальный академии Украины ² Днепропетровский национальный университет

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИНЖЕКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ЧУГУНА ВДУВАНИЕМ МАГНИЯ ЧЕРЕЗ МНОГОСОПЛОВУЮ ФУРМУ

Аннотация. Изучены особенности формирования прифурменой и массообменной зон при инжекционной десульфурации чугуна в ковшах при использовании двухсопловых фурм. Эксперименты выполнены на холодной прозрачной модели (1:10) ковша. Варьировали конструкцией фурм, диаметром каналов, углом отклонения сопел, расходом и скоростью газа. Определяли параметры прифурменой зоны, глубину внедрения потока, величину условной поверхности массообменной зоны, параметры колебаний ванны и др. Выработаны рациональные параметры вдувания магния для обеспечения более эффективного усвоения его чугуном.

Ключевые слова: десульфурация, ковш, ванна, фурма, массообменная зона, колебания ванны.

REGULARITIES OF INJECTION PROCESSING OF HOT METAL BY MAGNESIUM INJECTION LANCE WITH A LOT OF NOZZLES

Abstract. The aim work is to study peculiarities of formation and mass transfer out of lance zones during injection desulphurization in ladles using twonozzles lances. The experiments were performed on a cold transparent model (1:10) of landle. Varied design lance diameter of channel, angle of deviation nozzles, flow and velocity of the gas. Determined parameters out of lance zone penetration depth flow of conditioned mass transfer surface area, motion parameters baths, etc. worked out rational parameters of magnesium injection for more efficient assimilation of its iron.

Keywords: desulfurization, ladle, bathtub, lance, mass transfer zone, fluctuations bath.

Технологические и технические наработки по ковшевому рафинированию жидкого чугуна реагентами на основе диспергированного магния включают процессы вдувания как «чистого» (без разубоживающих добавок) зернистого магния [1-3], так и магния в смеси, например, с известью [1, 3, 4]. Промышленное применение этих технологий свидетельствует о том, что вдувание зернистого (в т.ч. гранулированного) магния без добавок технико-экономически наиболее выгодно [1-5]. Кроме этого при вдувании зернистого магния двухфазный поток по ряду параметров приближается к газовому потоку [5], чем создаются благоприятные предпосылки для его деления на несколько потоков и более рассредоточенному вводу реагента в жидкий расплав, создавая при этом более выгодные условия для протекания тепло- и массообменных процессов рафинирования чугуна.

Одним из технологических решений более рассредоточенного ввода магния в жидкий чугун является вдувание его не через одно сопло, а через несколько, например, через два сопла. При вдувании порошковой смеси магния с известью американская фирма ESM решила эту задачу на металлургическом комбинате «Северсталь» [6, 7] вдуванием смеси через две независимые, но одновременно погружаемые фурмы, чем обеспечила практически вдвое увеличение интенсивности ввода магния в расплав чугуна, вплоть до 22 кг/мин, и соответственно вдвое сократив продолжительность операции вдувания магния. Негативной стороной приведенного технологического решения является то, что для обработки одного ковша применяются две инжекционные системы подготовки и вдувания реагентов, что не всегда возможно в реализации, а также значительно увеличивает капитальные и эксплуатационные затраты.

Институтом черной металлургии задача повышения интенсивности ввода магния в ковш с жидким чугуном решается другим методом – применяется одна инжекционная система, но обеспечивающая повышение магнийпоглощающего потенциала системы рафинирования. Это достигается за счет диспергирования вдуваемого магния [8] как перед непосредственным вводом двухфазного потока в расплав, так и в прифурменой зоне.

Одним из элементов этой технологической схемы является погружаемая многосопловая (например двухсопловая) фурма, которая содержит в своей конструкции делитель холодного двухфазного потока (в оголовке фурмы) и два сопла для рассредоточенного вдувания магния в расплав. Для обеспечения условий наилучшего рассредоточения двухфазного потока в ванне [1, 5] сопла на выходе отклонены от оси вертикального канала фурмы. Из приведенного выше видно, что новая инжекционная система вдувания магния имеет существенные отличия от ранее применявшихся.

Новые требования к процессу внепечной обработки чугуна обусловливают необходимость изучения влияния параметров и условий вдувания магния на формирование тепло- и массообменной зоны в рафинируемой ванне при использовании многосопловых фурм, а также изысканию наиболее рациональных технологических решений ввода магния в расплав чугуна. Исследования выполнены при комплексе экспериментов на «холодной» прозрачной модели установки ДНУ–ИЧМ (с масштабированием 1:10) [9–12] с применением отработанного и проверенного метода [5, 9, 10, 12] замера условного газосодержания ванны и условной межфазной поверхности, образующейся в продуваемой ванне. Указанная методика была усовершенствована с обеспечением замера не только поверхности массообмена, но и глубины внедрения потока в ванну, амплитуды колебаний поверхности ванны и высоты всплесков.

Для съемки процесса продувки ванны (вода) в прозрачной модели ковша была применена цифровая видеокамера Sanyo VPC–HD1000 с частотой съемки 60 кадров/с и выдержкой до 1/10 000. Камера позволяла получать цифровое видеоизображение с разрешением 1920×1080. Длительность съемки эксперимента составляла 10 с, а объем получаемой информации – 600 кадров.

Двухсопловые фурмы, исследованные на моделях, имели различные конструктивные параметры, но все включали вертикальный канал, который на окончании делился на два канала (сопла), из которых происходило истечение потока в ванну. Исследованы фурмы с диаметром каналов на выходе 1; 1,2; 1,4; 1,6; 1,8 и 2 мм с отклонением оси сопел на выходе от вертикальной оси (α) 15, 22, 30 и 45°. Расход инжектирующего воздуха изменяли в пределах 0,48 – 2,2 нм³/ч, скорость потока – от 44 до 330 м/с.

При проведении экспериментов установлено, что истекающие из каналов фурм потоки внедряются в ванну и образуют газовые полости, вытянутые вдоль оси истечения. Глубина внедрения струй в жидкость $(L_{\rm crp})$ увеличивается с увеличением скорости потока $(W_{\rm n})$, диаметра сопла на выход $(D_{\rm k})$ и в общем виде с увеличением расхода вдуваемого газа $(V_{\rm r})$. В исследованном диапазоне скоростей $(W_{\rm n} = 44 - 330 \text{ м/с})$ и диаметров канала $(D_{\rm k} = 1, 4 - 2, 0 \text{ мм})$ средняя глубина внедрения струи в жидкость увеличивается с 19,5 – 23,1 до 56,0 – 65,4 мм (при увеличении скорости и диаметра сопла).

При экспериментальных продувках выявлено также, что глубина вдувания струи $(L_{\rm crp})$ не является постоянной величиной (при сохранении постоянными параметров вдувания), а изменяется от средних значений $(L_{\rm crp}^{\rm cpq})$ до максимальных $(L_{\rm crp}^{\rm make})$ с разницей 6,5 – 30,0 мм (26 – 68 % от средних значений). Это явление отмечено в каждом эксперименте, т.е. происходит как бы вибрация струи в продольном направлении, что может быть обусловлено процессами пузыреобразования в жидкости, отделением пузырей от газовой полости и последующим всплыванием отделившихся пузырей.

По известному выражению [13] для параметров выполненных экспериментов были рассчитаны величины глубины внедрения струи воздуха в воду. Сопоставление расчетных и экспериментальных фактических величин глубины внедрения струй воздуха в ванну (воды) указывают на их отличие (рис. 1). Значение расчетной глубины (L_{crp}^{pacy}) больше чем экспериментальное $(L_{crp}^{эксп})$ и эта разница увеличивается с возрастанием скорости потока, сечения сопла и расхода газа.

Если выразить отношение $L_{\rm crp}^{\rm sact}/L_{\rm crp}^{\rm pact}$ через корректирующий коэффициент $K_{\rm k}$, то на основании массивов экспериментальных и расчетных данных получена зависимость $K_{\rm k}$ от скорости потока $W_{\rm r}$ в виде функции:

$$L_{\rm crp}^{\rm \scriptscriptstyle pacq} / L_{\rm crp}^{\rm \scriptscriptstyle pacq} = K_{\kappa} = 3,4408 \, W_{\rm \tiny II}^{-0,339}. \tag{1}$$

С учетом корректирующего коэффициента K_{κ} фактическая глубина внедрения потока в жидкую ванну (в условиях вдувания зернистого магния) может быть рассчитана по уточненному [13] выражению:

$$L_{\rm crp}^{\rm d} = K_{\kappa} \sqrt{\frac{\rho_{\rm r}}{\rho_{\pi}g}} W_{\rm m} \sqrt{D_{\kappa}}, \qquad (2)$$

где $\rho_{\rm r}$, $\rho_{\rm m}$ – плотность газа и жидкости, соответственно; $W_{\rm n}$ – скорость потока, истекающего из канала погружаемой фурмы; $D_{\rm k}$ – диаметр канала фурмы на выходе, а величина $K_{\rm k}$ рассчитывается по выражению (1) (по величине фактической скорости потока в исследуемом сечении).

Результаты экспериментальных продувок на модели с двухсопловыми фурмами различного типоразмера и широкими пределами варьирования параметров показали, что величина угла α – отклонения сопел (на выходе) от вертикальной оси практически не влияет на глубину внедрения струи в жидкую ванну.



Рис. 1. Изменение расчетных (L_{crp}^{pacu}), экспериментальных средних ($L_{crp}^{sкc.cp}$) и максимальных ($L_{crp}^{skc.makc}$) значений глубины внедрения струи воздуха в жидкость (вода) при различных расходах газа (V_r) и скорости потока (W_r), $D_r = 1,6$ мм

При инжекционной ковшевой обработке чугуна за счет вдуваемых рафинирующих двухфазных потоков в объеме ванны образуется активная газосодержащая зона [1, 5], поверхность которой можно оценить по величине условной поверхности П₂ [1, 5, 12], замеряемой по кинограммам при холодном моделировании процесса рафинирования чугуна [5, 9, 10]. Экспериментальная оценка закономерностей изменения П₂ была выполнена на холодной прозрачной модели с применением односопловых и двухсопловых фурм (в равных условиях вдувания). Результаты свидетельствуют о том, что в обоих случаях величина образующейся межфазной (условной) поверхности П_ возрастает с увеличением расхода вдуваемого газа (рис. 2). Кроме этого видим, что при одинаковых параметрах вдувания величина условной поверхности на двухсопловой фурме больше, чем на односопловой на 30 – 45 % (отн.), при этом абсолютная разница П_г возрастает с 15 до 52 1/м при увеличении расхода газа-носителя с 0,5 – 0,6 до 1,3 – 1,4 нм³/ч (см. рис. 2). Следовательно фактически установленная более развитая тепло-массообменная зона при вдувании реагентов через двухсопловую фурму предопределяет более благоприятные условия для усвоения магния чугуном, что соответственно должно сопровождаться повышением степени усвоения магния, успокоения процесса обработки чугуна в ковше и, как следствие, возможности повышения интенсивности ввода магния в расплав чугуна.

Фактические данные экспериментов на холодной модели показали, что при вдувании через двухсопловую фурму (также как и при односопловой фурме [1, 5]) величина угла а влияет на величину межфазной поверхности Π_r , образующейся в ванне (рис. 3). Наибольшее значение межфазной поверхности при вдувании двухфазных потоков в расплав обеспечивается при отклонении сопел от вертикальной оси (угол α) 45° или угле β – между осями двухсопловой фурмы 90°.

Одной из основных задач, которую должен решить процесс вдувания магния через многосопловую (в частности двухсопловую) фурму, является успокоение и снижение активности барботирования ванны в ковше. Поэтому в объем экспериментов на прозрачной модели входили исследования закономерностей колебаний поверхности ванны при варьировании параметров вдувания. Анализ фактических данных и картограмм экспериментов при продувке двухсопловой погружаемой фурмой показал, что при использовании различных типоразмеров двухсопловых фурм барботирование ванны и ее поверхности (в отличие от односопловой фурмы) происходит с различных сторон от фурмы и более равномерно.

Высота всплесков и волн на поверхности ванны не является постоянной величиной, а изменяется в достаточно широких пределах – от 12 до 120 мм. Средние значения высоты всплеска (или волны) изменяются в пределах в среднем от 16 до 26 мм, а максимальные значения высоты всплеска – в пределах в среднем от 30 до 80 мм.

В условиях проведенных экспериментов увеличение расхода газа с 0,48 до 2,3 нм³/ч сопровождается увеличением как высоты среднего всплеска $(h_{\text{вспл}}^{\text{сред}})$, так и высоты максимальных всплесков $(h_{\text{вспл}}^{\text{макс}})$, $h_{\text{вспл}}^{\text{сред}}$ увеличивается с 12 до 20 мм, а $h_{\text{вспл}}^{\text{макс}} - c$ 20 до 70 мм (рис. 4).

Аналогичные диаграммы (но при других значениях $h_{\rm вспл}^{\rm макс}$ и $h_{\rm вспл}^{\rm сред}$) получены при продувках с различными значениями $D_{\rm k}$ и α через двухсопловые погружаемее фурмы. При анализе этого массива экспериментов было установлено, что особо возрастает активность барботирования ванны при расходах вдуваемого газа более 1,1 – 1,2 нм³/ч, что сопровождается относительно небольшим



Рис. 2. Изменение условной межфазной поверхности ($\Pi_{\rm r}$), образующейся в ванне при холодном моделировании и различном расходе вдуваемого воздуха через односопловую (1) и двухсопловую (2) фурмы с одинаковыми сечениями каналов, $\alpha = 45^{\circ}$



Рис. 3. Изменение условной межфазной поверхности (Π_r) при холодном моделировании с вдуванием воздуха через погружаемые фурмы с различными углами отклонения сопел α от вертикальной оси, $V_r = 1,3 \text{ нм}^3/\text{ч}$:

 І – при вдувании одноканальной фурмой; 2 – при вдувании двухканальной фурмой повышением $h_{\text{вспл}}^{\text{сред}}$ и существенным увеличением $h_{\text{вспл}}^{\text{макс}}$. Так, если при $V_{\text{г}} = 0,5 - 1,1$ нм³/ч средняя высота максимального всплеска составляет 30 мм, то при увеличении расхода газа до $V_r = 1, 2 - 2, 1$ нм³/ч максимальная высота всплеска возрастает в среднем до 55 мм (см. рис. 4), т.е. увеличивается в 1,8 раза. В то же время средняя высота всплесков возрастает с 12-16 до 16-20 мм, т.е. всего на 4 мм. В силу изложенного авторами сделан вывод о том, что основным фактором, обусловливающим большие всплески и даже выплески жидкости из ковша, являются величины максимальных всплесков, которые особенно возросли при расходах газа выше 1,2 нм³/ч. Это же наблюдалось и при других диаметрах канала сопел и углах их отклонений от вертикальной оси. Наиболее спокойное и равномерное барботирование ванны в ковше обеспечивается при расходах вдуваемого газа $V_{\rm m} < 1, 1 - 1, 2$ нм³/ч и при угле отклонения сопел двухсопловой фурмы от вертикальной оси 45°.

При изучении закономерностей поведения поверхности продуваемой в модели ковша ванны установлено также, что при расходах газа 0,45 – 2,3 нм³/ч амплитуда колебаний находится в пределах 6 – 22 мм, увеличиваясь монотонно при повышении расхода газа. При рекомендованном режиме продувки с расходом $V_{\rm r} < 1,1 - 1,2$ нм³/ч амплитуда колебаний не превышает, как правило, 15 мм.

Выводы. Выполненными на холодной прозрачной модели экспериментальными исследованиями закономерностей инжекционного рафинирования чугуна в ковшах установлено следующее.

 Глубина внедрения потока, истекающего из канала погружной фурмы, увеличивается с повышением скорости потока, расходного сечения



Рис. 4. Изменение средних (h^{сред}_{вспл}) и максимальных (h^{макс}_{вспл}) величин высоты всплесков в ковше при различных расходах воздуха (V_r), вдуваемого двухсопловой фурмой, D_к = 1 мм; α = 45°:
 Δ – высота максимального всплеска со стороны правого сопла;
 ▲ – высота максимального всплеска в ковше;
 — – усредненное значение h^{макс}_{вспл},

канала и в общем виде с увеличением расхода газа. Величина глубины внедрения не является постоянной величиной (при постоянных параметрах вдувания), а изменяется от средних значений до максимальных на 26 – 68 % (в зависимости от скорости потока). Фактическая глубина внедрения потока меньше, чем расчетная (по известным выражениям), а поэтому в расчетное выражение введен поправочный коэффициент, зависящий от абсолютной величины скорости истекающего потока. Не установлено влияния угла наклона сопла (к вертикали) на глубину внедрения потока в жидкую ванну.

- При вдувании через двухсопловую фурму образующаяся в ванне поверхность массообменной зоны на 30 45 % больше, чем при односопловой фурме, что предопределяет более благоприятные условия усвоения, например магния при вдувании через двухсопловую (или многосопловую) фурму. Величина угла наклона сопел на многосопловой фурме влияет на величину образующейся в ванне межфазной поверхности. Наиболее высокие значения поверхности получены при угле отклонения сопел от вертикальной оси на 45°.
- Применение многосопловых (в частности, двухсопловых) фурм для вдувания магния снижает интенсивность барботирования ванны в ковше (при равных условиях вдувания). Интенсивность барботирования ванны определяется не средней величиной высоты волны (или всплеска), а максимальной высотой, которая в 2-4 раза больше, чем средняя высота. При увеличении (на модели) расхода вдуваемого газа в пределах $0,48 - 2,3 \text{ нм}^{3}/\text{ч}$ (что соответствует расходу на реальном ковше 48 – 230 нм³/ч) средняя высота всплеска возрастает с 12 до 20 мм, а максимальная высота – до 70 мм. Наиболее спокойное и равномерное барботирование ванны обеспечивается при $V_r < 1, 1 - 1, 2$ нм³/ч (< 110 - 120 нм³/ч для реальных условий) и угле отклонения сопел двухсопловой фурмы от вертикальной оси 45°.
- Экспериментально установленное более эффективное диспергирование рафинирующего потока и образование более развитой массообменной поверхности в ванне при вдувании через двухсопловую фурму предопределяют более эффективное усвоение, например магния, и возможность интенсификации его ввода в расплав.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах. – Киев: Наукова думка, 2011. – 207 с.
- 2. Большаков В.И., Шевченко А.Ф., Лю Дун Ие идр.// Сталь. 2009. № 4. С. 13 – 20.

- Воронова Н.А. Десульфурация чугуна магнием. М.: Металлургия, 1980. 239 с.
- 4. Зборщик А.М., Куберский С.В., Акулов В.В., Довгалюк Г.Я. // Сталь. 2010. № 1. С. 157 – 160.
- Шевченко С.А. Разработка научных положений и технологии инжекционного процесса десульфурации чугуна диспергированным магнием в большегрузных ковшах: Дис.... канд. техн наук. – Днепропетровск, 2010. – 217 с.
- 6. Степанов А.А., Ламухин А.М., Зинченко С.Д. и др. Освоение технологии производства сталей с использованием установки десульфурации чугуна в условиях конвертерного производства ОАО «Северсталь»: Тр. VIII Междунар. симпозиума по десульфурации чугуна и стали. – Нижний Тагил. 2004. С. 83 – 87.
- Ламухин А.М., Зинченко С.Д., Ордин В.Г. и др. Перспективы десульфурации чугуна на ОАО «Северсталь» с использованием реагентов на основе магния: Тр. VII Междунар. симпозиума по десульфурации чугуна и стали. – Аниф, Австрия. 2002. С. 66 – 70.
- Маначин И.А., Шевченко А.Ф. Оценка влияния диспергирования вдуваемого магнийсодержащего потока на магнийпоглощающий потенциал прифурменной зоны // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. тр. ИЧМ. –К.: Наукова думка, 2010. Вып. 21. С. 128 – 132.

- Толстопят А.П., Флер А.А., Рузова Т.А., и др. Моделирование заглубленной продувки чугуновозного ковша. Параметры газораспределения // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. тр. ИЧМ. –К.: Наукова думка, 2008. Вып. 17. С. 97 – 100.
- 10. Рузова Т.А., Толстопят А.П., Шевченко А.Ф. // Науковий вісник НГУ. Енергетика та автоматизація виробничих процесів. 2007. № 12. С. 91 – 99.
- Толстопят А.П., Флер Л.А., Давидсон В.В. и др. Экспериментальное определение скорости частиц в канале постоянного диаметра // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. тр. ИЧМ. –К.: Наукова думка, 2011. Вып. 23. С. 113 – 122.
- 12. Маначин И.А., Толстопят А.П., Шевченко А.Ф., Рузова Т.А. Влияние параметров вдувания на прифурменную зону при инжекционном рафинировании чугуна магнием // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. тр. ИЧМ. –К.: Наукова думка, 2011. Вып. 24. С. 107 – 112.
- Явойский В.И., Дорофеев Г.А., Повх И.Л. Теория продувки сталеплавильной ванны. – М.: Металлургия, 1974. – 496 с.

© 2013 г. А.Ф. Шевченко, И.А. Маначин, А.П. Толстопят, С.А. Шевченко Поступила 9 апреля 2013 г.

УДК 621.774.34: 621.789

Г.М. Дружинин¹, Ю.А. Самойлович², Е.В. Попов²

¹ Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники ² Уральский федеральный университет

СПОСОБЫ СНИЖЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ МАССИВНЫХ СТАЛЬНЫХ СЛЯБОВ ПРИ НАГРЕВЕ В МЕТОДИЧЕСКИХ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧАХ

Аннотация. Изложена расчетная методика выбора рациональных конструктивных параметров разводки опорных труб, изучено влияние использования разводки продольных глиссажных труб методических печей на динамику исчезновения темного пятна.

Ключевые слова: опорная труба, математическая модель, толкательная печь, термическая неоднородность, разводка труб.

WAYS TO REDUCE THE THERMAL HETEROGENEITY OF MASSIVE STEEL SLABS BY HEATING IN THROUGH THE HEATING FURNACES

Abstract. In work the settlement technique of a choice of rational design data of distributing of basic pipes is stated, influence of use of distributing of longitudinal glissazhny pipes of methodical furnaces on dynamics of disappearance of a dark stain is studied.

Keywords: abutment pipe, mathematical model, pusher furnace, thermal heterogeneity, shift of pipes.

При движении металла в методической печи, имеющей зону нижнего нагрева, экранирование нижней поверхности заготовок подовыми устройствами (глиссажными трубами, рейтерами) приводит к образованию на заготовках зон с пониженной температурой – так называемых «темных пятен». Возникающая при этом термическая неоднородность поля температур заготовки приводит к перегрузке валков прокатного стана и возникновению дефектов получаемого проката. На основании многочисленных экспериментов установлено, что для мало- и среднеуглеродистых сталей допустимые значения параметра ΔT не должны превышать 50 – 60 °C. В противном случае возникает вероятность образования дефектов стального проката.

В качестве меры термической неоднородности заготовок принято использовать понятие «разности температур», представляющей собой перепад температур в зоне контакта нижней поверхности заготовки с глиссажными трубами и в плоскости, расположенной между соседними глиссажными трубами. Снижение термической неоднородности заготовок достигается за счет использования разводки (смещения или переноса на параллельные базовым) подовых труб на участке печи, примыкающем к монолитному поду.

В открытой печати результаты исследований по влиянию смещения опорных труб на степень термической неоднородности нагреваемых заготовок освещены крайне скупо. В работе [1] сообщается, что в методической печи толкательного типа стана 2000 Новолипецкого металлургического комбината (НЛМК) осуществлена разводка глиссажных труб, начиная с середины второй сварочной зоны, как показано на рис. 1. При этом максимальное смещение Δ*S*, достигаемое на границе с монолитным подом, составляет 300 мм.

Авторы приводят следующие данные:

 – при производительности 260 т/ч перепад температур (разность температур) составляет 33 °C без разводки и 12 °C при наличии разводки;

 при производительности 300 т/ч и замене монолитного пода на нижнее отопление перепад температур снижается с 31 °C (без разводки) до 8 °C (при наличии разводки).

Причина столь существенного воздействия разводки опорных труб на разность температур полосы достаточно очевидна. При смещении опорной трубы подстуженный участок поверхности нагреваемой заготовки, контактирующий с гребешком трубы (или рейтером), открывается воздействию греющих газов, что приводит к постепенному рассасыванию темного пятна.

В работе [2] приводятся результаты измерения температуры на поверхности стальной полосы, поступающей к чистовой группе широкополосного стана после нагрева стальных слябов толщиной 260 мм в методической печи, однотипной с печью стана 2000 НЛМК, по данным фирмы «Крупп Шталь». Из рассмотрения экспериментальных данных следует, что при использовании разводки глиссажных труб перепад температур по длине полосы снизился с 38 °С (без применения разводки) до 25 °С (при наличии разводки).

Интенсивность процесса устранения темных пятен при использовании разводки зависит от ряда факторов – толщины заготовки, теплопроводности нагреваемого



Рис. 1. Схема разводки опорных труб в методической печи: A – методическая зона; B – сварочная зона; C – томильная зона; ΔS – смещение подовых труб

металла, производительности печи и протяженности участков печи, где организована разводка опорных труб. При реконструкции методических печей выбор конструктивных параметров разводки опорных труб базируется на накопленном практическом опыте.

В данной работе предлагается метод выбора варианта разводки опорных труб с применением математической модели нагрева заготовок в методической печи толкательного типа.

Цель расчета состоит в выборе двух основных параметров: участка печи, где необходимо начать процесс разводки L_N и необходимую степень разводки ΔS . Определение данных величин осуществляется методом последовательных приближений при контроле степени термической неоднородности нагрева заготовки.

При этом принимается, что заготовка перемещается в рабочем пространстве печи с неизменной скоростью $V = L/t_k$, где L – протяженность (длина) полезного пода печи, м; t_k – полная длительность нагрева заготовки в печи, с.

В качестве примера определения расчетных параметров разводки воспользуемся случаем нагрева слябов в печи толкательного типа стана 2000 НЛМК, для которой, по данным [1], смещение опорных труб начинается посередине второй сварочной зоны печи. Расчет параметров разводки сводится к следующей последовательности операций.

В качестве исходного положения принимается температурное поле нагреваемого сляба без учета разводки. Его определение выполняется методом математического моделирования с применением численного метода конечных элементов при решении нелинейного уравнения теплопроводности

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

с учетом начального условия $T(t_0) = T_{_{\rm H}}$ при t = 0, а также граничных условий на поверхности заготовки:

$$\pm \lambda \frac{\partial T}{\partial n}\Big|_{\text{\tiny HOB}} = \alpha_k (T_{\text{\tiny HOB}} - T_S) + \sigma_{\text{\tiny B}} (T_{\text{\tiny HOB}}^4 - T_S^4), \qquad (2)$$

где T – температура; t – время; λ , ρ , C – коэффициенты теплопроводности, массовой плотности и удельной теплоемкости металла (расчет производится по [3]); Q – объемная плотность источника тепла, сопровождаемого протекание фазовых превращений; $\sigma_{\rm B}$ – коэффициент теплообмена излучением; α_k – коэффициент конвективной теплоотдачи к поверхности сляба; T_S – температура греющей среды; $T_{\rm H}$ – начальное значение температуры сляба; n – нормаль к поверхности сляба.

При повышении температуры металла до 580 – 620 °C углеродистая сталь претерпевает превращение исходной структуры перлита в структуру аустенита, сопровождаемое выделением теплоты L, кДж/кг. Учет выделения теплоты превращения $P \rightarrow A$ осуществляется заданием плотности источника тепла в виде

$$Q = \rho L \frac{\partial \Psi}{\partial t},\tag{3}$$

где $\Psi = \Psi(x, y, t)$ – доля превращенного аустенита.

Решение задачи теплопроводности осуществляется при задании начального условия $T_{\rm H} = f(x, y, t)$, а также при задании температуры греющих газов в верхних и нижних зонах печи в виде известных функций времени: $T_S^j(j)$, где j = 1, 2, 3... – номера соответствующих верхних и нижних зон печи.

Существенной особенностью предлагаемой математической модели является совместное решение задачи теплопроводности для нагреваемого сляба и участка опорной (глиссажной) трубы, внешняя поверхность которой теплоизолирована с целью снижения тепловых потерь. Другая особенность математической модели состоит в учете зависимости основных теплофизических свойств стали – теплопроводности и удельной теплоемкости от температуры.

При учете двух пространственных измерений (*x* и *y*, puc. 2) уравнение теплопроводности принимает вид:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \rho L \frac{\partial \Psi}{\partial t}$$
(4)

и дополняется следующими граничными условиями:

- для верхней поверхности сляба:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial y} = \sigma_{\rm BII} \left[\left(\frac{T_s}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_m}{100} \right)^4 \right], \tag{5}$$

где $\sigma_{\rm B\Pi}$ – приведенный коэффициент теплообмена излучением, Вт/(м²·K⁴); T_m – температура верхней поверхности металла. Коэффициент $\sigma_{\rm B\Pi}$ принят в стандартной форме, рекомендованной в работе [4] при анализе условий теплообмена в многозонной методической печи толкательного типа;



Рис. 2. Схема расчетного участка системы «сляб-глиссажная труба»: 1 – расчетный участок сляба; 2 – водоохлаждаемая стальная труба; 3 – шамотная теплоизоляция трубы

– для граничных с расчетным ($x = \pm 0,65$ м) участком принято условие теплоизоляции от соседних участков:

$$\frac{\partial T}{\partial x} = 0; \tag{6}$$

 – для глиссажной трубы учитывается интенсивное охлаждение внутренней поверхности стальной трубы потоком воды либо паровоздушной смеси (в зависимости от используемого способа охлаждения) в соответствии с уравнением конвективного типа

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = \alpha_k (T - T_k), \tag{7}$$

где T_k – температура охлаждающей среды (воды или паровоздушной смеси); T – температура охлаждаемой поверхности трубы; α_k – коэффициент конвективной теплоотдачи; r – радиус внутренней поверхности трубы;

 для наружной поверхности глиссажной трубы плотность теплового потока определяется формулой

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial y} = \varepsilon_T \sigma_0 \Big(T_S^4 - T_T^4 \Big) - \varepsilon_T \varepsilon_m \sigma_0 \varphi_T \Big(T_S^4 - T_m^4 \Big), \qquad (8)$$

где ε_T – степень черноты внешней поверхности опорной трубы; ε_m – степень черноты металла; φ_T – угловой коэффициент, учитывающий переизлучение на поверхность трубы с нижней поверхности сляба [4]; σ_0 – коэффициент излучения абсолютно черного тела; $T_{\rm r}$ – температура внешней поверхности глиссажной трубы;

 – для нижней поверхности сляба плотность теплового потока определяется следующим соотношением [5]:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial y} = \varepsilon_T \sigma_0 \left(T_S^4 - T_T^4 \right) - \frac{\varepsilon_T \varepsilon_m \sigma_0}{1 + \left(\frac{x}{R}\right)^2} \left(T_S^4 - T_m^4 \right), \quad (9)$$

где T_s , T_m , T_T – значения температур греющей среды, нижней поверхности сляба и внешней поверхности глиссажной трубы, соответственно; 2R – внешний диаметр теплоизоляции глиссажной трубы; ε_p – эквивалентная степень черноты, зависящая от температуры греющих газов и поверхности металла [6]:

$$\varepsilon_p = 1,06 - 0,34T'_S - 0,27T'_m + 0,1T'_ST'_m, \tag{10}$$

где: $T'_{S} = \frac{T_{S}}{1000}; \ T'_{m} = \frac{T_{m}}{1000}.$

В результате расчета температурного поля нагреваемого сляба без учета разводки определяется длительность нагрева сляба (t_k) и распределение температур по его сечению (T), удовлетворяющие двум финальным условиям:

$$T_{\text{HOB}} = T_{\text{HOB}}^{\kappa}; \ \Delta T = \Delta T^{\kappa},$$

где $T_{\text{пов}}^{\kappa}$ и ΔT^{κ} – заданные значения температуры верхней поверхности сляба и перепада температур по его сечению. Зная полную длительность нагрева сляба (t_k) и длину полезного пода печи (*L*), можно рассчитать момент времени t_N , соответствующий началу смещения опорных труб по формуле

$$t_N = t_k \frac{L_N}{L},\tag{11}$$

где L_N – расстояние от входа заготовки в печь до участка, где принято начало разводки опорных труб (исходное положение).

Текущее значение смещений опорных труб расчитывается по формуле

$$S(t) = K(t - t_N), \tag{12}$$

где коэффициент скорости смещения *К* определяется из соотношения

$$K = \frac{\Delta S}{t_K - t_N}.$$
 (13)

Вводя смещение S(t) в алгоритм решения задачи теплопроводности, можно определить поле температур в нагреваемом слябе с учетом разводки опорных труб.

В частности, принимая L = 38 м, $L_N = 32,1$ м, $\Delta S = 0,32$ м, по формулам (11), (13) определяются значения параметров разводки: $t_N = 8450$ с, $K = 2 \cdot 10^{-4}$ м/с.

Разводка опорных труб приводит к смещению ранее подстуженных участков контакта поверхности сляба с гребешками опорных труб. В качестве примера на рис. 3 (за значение 0 по координате *X* принята левая граница расчетного участка сляба) представлено изменение температуры вдоль нижней поверхности сляба толщиной 240 мм для нескольких моментов времени (от



Рис. 3. Распределение температуры вдоль нижней поверхности сляба при разводке для нескольких моментов времени, с: 1 – 8000, 2 – 8500, 3 – 9100, 4 – 10 000

8000 до 10 000 с). Данный график ярко демонстрирует снижение температурной неравномерности по сечению сляба примерно в два раза за счет разводки глиссажных труб. Символами X_1 и X_2 на рис. З обозначены значения координат участков контакта поверхности сляба с гребешком опорной трубы перед началом разводки (при t = 8000 с) и на границе с монолитным подом (при $t = 10\ 000$ с). Разность $\Delta X = X_2 - X_1 = 0,32$ м равна значению принятого максимального смещения ΔS .

На рис. 4 представлено изменение во времени температур нижней и верхней поверхности сляба, а также заданный график температур греющей среды (T_V) в верхних зонах печи.

Из расчета следует, что разводка труб в течение 1550 с весьма существенно (на 50 – 60 °C) снижает значение разности температур по сечению ($\Delta T = T_2 - T_1$) на входе в зону монолитного пода печи.

Для изучения вопроса о влиянии разводки опорных труб на «размеры» темных пятен в нагреваемом слябе воспользуемся методом расчета показателей термической неоднородности (двух видов разности температур заготовки – разности среднемассовых температур металла и разности температур нижней поверхности нагреваемых заготовок): $D_M = \overline{T}_A - \overline{T}_B$; $D_P = T_{AB}^{\Pi 0 B} - T^{\Pi 0 B}$, где A соответствует сечению между опорными трубами, B – сечению над опорной трубой.

На рис. 5 и 6 представлены изменения во времени параметров D_M и D_P для двух состояний изучаемой системы – без разводки и при наличии разводки опорных труб со следующими параметрами: $\Delta S = 0,32$ м; $t_N = 8450$ с; $t_k = 10\ 000$ с; $K = 2\cdot 10^{-4}$ м/с.

Из графиков следует, что при нагреве слябов без разводки опорных труб размеры темного пятна достаточно высоки: на входе в зону монолитного пода значения разности температур равны $D_p = 76$ °C, $D_M = 34$ °C.



Рис. 4. Изменение во времени температур нижней $(I_A \ {}_{B} I_B)$ и верхней (2) поверхностей сляба: I_A – без разводки; I_B – при наличии разводки, T_V – температура греющей среды в верхних зонах печи

При использовании разводки значения указанных параметров при $t = 10\,000$ с снижаются до значений $D_p = 15$ °C, $D_M = 7$ °C.

В работе [1] отмечается, что при производительности печи 260 т/ч влияние разводки опорных труб приводит к снижению разности среднемассовых температур сляба с 33 до 12 °C, что находится в достаточном соответствии с полученными в расчетах значениями параметра D_M .

В том случае, если использование исходных параметров процесса разводки привело в ходе расчетов к неудовлетворительным показателям термической неоднородности нагретых слябов (к примеру, при $D_p > 60 - 70$ °C), следует повторить расчеты, внося коррективы при задании исходных параметров разводки (t_N , ΔS , K). Подобным способом, на основе перебора исходных значений параметров, представляется возможным обосновать исходную позицию начала смещения опорных труб в методической печи и наиболее рациональные конструктивные показатели разводки.



Рис. 5. Изменение во времени показателей термической неоднородности сляба при нагреве без разводки



Рис. 6. Изменение во времени показателей термической неоднородности сляба при нагреве с разводкой опорных труб

Кроме того, составленная математическая модель позволяет учитывать не только изменение во времени температур нижней и верхней поверхностей сляба, но и изменение температуры на поверхности изолированной трубы по методике, описанной в работе [7]. Стоит отметить, что для различных режимов нагрева графики изменения температуры на поверхности теплоизолированной глиссажной трубы (T_T) практически одинаковы: к моменту выхода нагреваемых слябов из второй сварочной зоны указанная температура достигает значений 1000 °C (рис. 7).

В настоящее время печи для нагрева слябов перед прокаткой на широкополосных листовых станах отличаются большим разнообразием конструктивного исполнения опорных труб, особенно для методических печей с шагающими балками. При этом, судя по известным работам, выбор того или иного варианта конструкции опорной трубы осуществляется чисто эмпирическими методами [4, 8]. Возможность сопоставления охлаждающей способности опорных труб с использованием компьютерной программы позволит обосновывать выбор той или иной конструкции опорной трубы с экономией производственных затрат и времени.

Выводы. В данной работе изложена расчетная методика выбора рациональных конструктивных параметров разводки опорных труб, включающая определение места начала разводки или смещения, а также величину максимально возможного смещения. Методика может быть использована при проектировании систем опорных труб для различных видов методических печей толкательного типа, отличающихся размерами, производительностью и различным числом продольных глиссажных труб.

Изучено влияние разводки продольных глиссажных труб методических печей на динамику исчезновения темного пятна.



Рис. 7. Изменение во времени температур на нижней (1) и верхней (2) поверхностях сляба толщиной 240 мм: штриховая линия – при устранении монолитного пода; T_T – температура на поверхности теплоизолированной трубы

Приведены результаты математических расчетов, отражающих изменение во времени характерных температур нижней и верхней поверхностей сляба, а также изменения температуры на поверхности теплоизолированной трубы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Быков В.В., Франценюк И.В., Хилков В.М., Щапов Г.А. Выбор режимов нагрева металла. – М.: Металлургия, 1970. – 169 с.
- Борт Х., Тимман Г., Фойгт Х. // Черные металлы. 1992. № 8. С. 6 – 13.
- 3. Маковский В.А. // Сталь. 1961. № 1. С. 88.
- **4.** Гусовский В.Л., Лифшиц А.Е. Методики расчета нагревательных и термических печей. –М.: Теплотехник, 2004. 400 с.

- 5. Самойлович Ю.А. Расчет экранирования нагреваемого металла глиссажными трубами: В сб. № 23 «Нагрев и охлаждение стали. Теплотехника слоевых процессов». –М. :Металлургия, 1970.
- Маликов Ю.К., Масалович В.Г., Вострогин А.Е. Влияние конструкции опорных систем на нагрев слябов: В сб. «Совершенствование элементов и узлов металлургических печей». – М.: Металлургия, 1988. С. 75 – 82.
- Будрин Д.В. Расчет лучистого теплообмена. // Теплообмен и вопросы экономии топлива в металлургических печах: Тр. УПИ. – Свердовск – М.: Металлургиздат, 1951. С. 13 – 37.
- Гусовский В.Л., Ладыгичев М.Г., Усачев А.Б. Современные нагревательные и термические печи. М.: Машиностроение, 2001. – 656 с.

© 2013 г. Г.М. Дружинин, Ю.А. Самойлович, Е.В. Попов Поступила 15 января 2013 г.

УДК 669.168

В.Я. Дашевский¹, Ю.С. Юсфин¹, А.А. Александров², Л.И. Леонтьев¹, Г.С. Подгородецкий¹, В.И. Губанов³

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» ² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН ³ Косогорский металлургический завод

ПОВЫШЕНИЕ ПОЛЕЗНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МАРГАНЦА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ МАРГАНЦЕВЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ

Аннотация. Проведен термодинамический анализ процесса восстановления марганца из отвального шлака силикотермической плавки металлического марганца при взаимодействии шлака с расплавами чугуна, высокоуглеродистого ферромарганца и ферросиликомарганца. Процессы взаимодействия расплавов чугуна, высокоуглеродистого ферромарганца и ферросиликомарганца со шлаком силикотермической плавки металлического марганца исследованы экспериментально. Показано, что реакция восстановления марганца углеродом чугуна из шлака силикотермической плавки металлического марганца исследованы экспериментально. Показано, что реакция восстановления марганца углеродом чугуна из шлака силикотермической плавки металлического марганца получает существенное развитие. Следовательно, полезное извлечение марганца может быть повышено за счет использования отвального шлака силикотермической плавки металлического марганца для легирования чугуна марганцем путем обработки жидкого металла шлаком.

Ключевые слова: марганец, шлак, чугун, углерод, извлечение марганца.

INCREASING OF MANGANESE BENEFICIAL USE IN MANGANESE FERROALLOY PRODUCTION

Abstract. The reduction of manganese from the waste slag of silicothermal production of metal manganese in the course of its interaction with the melts of iron, high-carbon ferromanganese, and ferrosilicon manganese has been thermodynamically analyzed. The interaction of the melts of iron, high-carbon ferromanganese, and ferrosilicon manganese with the slag of silicothermal production of metal manganese was experimentally studied. It was observed that the manganese reduction from the slag by carbon dissolved in iron occurs appreciably. Therefore, the extraction of manganese can be increased using the waste slag of silicothermal production of metal manganese upon treatment of metal melt by slag.

Keywords: manganese, slag, iron, carbon, extraction of manganese.

При выплавке марганцевых ферросплавов значительное количество марганца теряется с отвальными шлаками. Одним из процессов производства марганцевых ферросплавов, характеризующихся значительными потерями марганца (до 40 %), является процесс выплавки металлического марганца силикотермическим способом [1]. Извлечение марганца в металл в этом процессе составляет не более 60 – 65 %, поскольку значительное количество марганца безвозвратно теряется с отвальным шлаком, а также с улетом. Кратность шлака в этом процессе составляет 3,5 – 4,0, т.е. на 1 т металлического марганца образуется 3,5 – 4,0 т отвального шлака, содержащего до 20 – 22 % MnO [2]. С целью повышения полезного использования марганца представляется перспективным изыскание рациональных путей извлечения марганца из этого шлака.

Отвальный шлак процесса выплавки металлического марганца силикотермическим способом характеризуется следующим содержанием компонентов, % (по массе): 13 – 16 Mn; 0,003 – 0,005 P; 27 – 29 SiO₂; 43 – 46 CaO;

2–4 Al₂O₃; 2–4 MgO; 0,1–0,2 FeO; 0,1–0,2 S [1, 2]. Повышенное содержание марганца в шлаке и весьма низкое содержание фосфора позволяют рассматривать его как перспективный марганецсодержащий материал. Одним из возможных путей извлечения марганца из этого шлака является восстановление марганца при взаимодействии шлака с металлическим расплавом, содержащим элементы, обладающие более высоким сродством к кислороду, чем марганец. В этом случае восстановленный из шлака марганец перейдет в металл.

В качестве металлических расплавов, наиболее подходящих для проведения такого процесса, можно рассматривать чугун, высокоуглеродистый ферромарганец и ферросиликомарганец. Эти расплавы содержат углерод и кремний – элементы, которые, обладая более высоким сродством к кислороду, чем марганец, могут быть восстановителями марганца из отвального шлака. Однако углерод и кремний, являясь компонентами чугуна, высокоуглеродистого ферромарганца и ферросиликомарганца, в силу наличия связей с основой расплава (железом, марганцем), по всей видимости, характеризуются более низкой восстановительной способностью, чем в виде чистых компонентов. Поэтому для утверждения, что углерод и кремний, содержащиеся в чугуне, высокоуглеродистом ферромарганце и ферросиликомарганце, будут участвовать в реакции восстановления марганца из шлака процесса выплавки металлического марганца при контакте его с указанными металлическими расплавами, следует провести термодинамический анализ и экспериментальную проверку.

Реакция восстановления марганца из шлака элементом *R* с бо́льшим сродством к кислороду, чем марганец, в общем виде может быть представлена реакцией

$$n(\text{MnO})(\mathbf{x}) + m[R]_{1\%} = n[\text{Mn}] + (R_m O_n)(\text{TB}, \mathbf{x}, \Gamma); \quad (1)$$
$$K_{(1)} = \frac{([\%\text{Mn}]f_{\text{Mn}})^n a_{R_m O_n}}{a_{\text{MnO}}([\%R]f_R)^m},$$

где f_i – коэффициент активности при выражении содержания в массовых процентах.

Выпускаемый из печи жидкий металл процессов выплавки чугуна, высокоуглеродистого ферромарганца и ферросиликомарганца имеет температуру порядка 1500 – 1550 °C. Шлак процесса выплавки металлического марганца силикотермическим способом при этой температуре жидкий [1]. Поскольку расплавление шлака происходит за счет тепла расплавленного металла, то в последующих термодинамических расчетах это тепло не учитывается.

В случае, когда восстановителем является углерод чугуна, реакция (1)

$$(MnO) + [C]_{1\%(Fe)} = [Mn]_{1\%(Fe)} + CO(\Gamma)$$
 (1*a*)

может быть представлена как сумма реакций

$$MnO(TB) = Mn(x) + 1/2O_2(\Gamma),$$
(2)

 $\Delta G_{(2)}^{\circ} = 406\ 873 + 88,05T$, Дж/моль [3];

$$C(TB) + 1/2O_2(\Gamma) = CO(\Gamma), \qquad (3)$$

 $\Delta G_{(3)}^{\circ} = -114598 - 86,12T$, Дж/моль [3];

$$Mn(\mathfrak{K}) = [Mn]_{1\%(Fe)}, \qquad (4)$$

$$\Delta G_{(4)}^{\circ} = RT \ln \left(\frac{\gamma_{Mn(Fe)}^{\circ} M_{Fe}}{100 M_{Mn}} \right); \qquad (5)$$

$$C(TB) = [C]_{1\%(Fe)}, \qquad (5)$$

$$\Delta G_{(5)}^{\circ} = RT \ln \left(\frac{\gamma_{C(Fe)}^{\circ} M_{Fe}}{100 M_{C}} \right), \qquad (5)$$

где $\gamma_{i(Fe)}^{\circ}$ – коэффициент активности кислорода в расплаве при бесконечном разбавлении; M_i – молекулярная масса.

Энергия Гиббса реакции (1*a*) рассчитывается по уравнению $\Delta G_{(1)}^{\circ} = \Delta G_{(2)}^{\circ} + \Delta G_{(3)}^{\circ} + \Delta G_{(4)}^{\circ} - \Delta G_{(5)}^{\circ}$.

Для растворов на основе железа $\gamma_{Mn}^{\circ} = 1,44; \gamma_{C}^{\circ} = 0,538$ [4]. В чугуне содержится в среднем 4 % С, в этом случае коэффициент активности $\gamma_{C} = 3,3$ [5].

При 1773 К $\Delta G_{(2)}^{\circ} = 250760 \ \text{Дж/моль}, \ \Delta G_{(3)}^{\circ} = -267289 \ \text{Дж/моль}, \ \Delta G_{(4)}^{\circ} = -62286 \ \text{Дж/моль}, \ \Delta G_{(5)}^{\circ} = -27639 \ \text{Дж/моль}, \ \text{откуда} \ \Delta G_{(1a)}^{\circ} = -51176 \ \text{Дж/моль}.$ Следовательно, реакция восстановления углеродом чугуна марганца из шлака силикотермической плавки металлического марганца получит существенное развитие.

В случае, когда восстановителем является углерод высокоуглеродистого ферромарганца, реакция (1)

$$(MnO) + [C]_{1\%(Mn)} = Mn(\varkappa) + CO(\Gamma)$$
(16)

может быть представлена как сумма реакций (2), (3) и реакции

$$C(TB) = [C]_{1 \%(Mn)},$$

$$\Delta G_{(6)}^{\circ} = RT \ln \left(\frac{\gamma_{C(Mn)}^{\circ} M_{Mn}}{100 M_{C}} \right).$$
(6)

Энергия Гиббса реакции (16) рассчитывается по уравнению $\Delta G^{\circ}_{(16)} = \Delta G^{\circ}_{(2)} + \Delta G^{\circ}_{(3)} - \Delta G^{\circ}_{(6)}$. Для растворов на основе марганца

$$\gamma_{\rm C}^{\circ} = -1,5966 + 1,0735 \cdot 10^{-3} T [6],$$

при 1773 К $\gamma_{\rm C}^{\circ}$ = 0,307. В высокоуглеродистом ферромарганце содержится в среднем 6 % С, в этом случае коэффициент активности $\gamma_{\rm C}$ = 2,3 [5].

При 1773 К $\Delta G_{(2)}^{\circ} = 250760 \ \text{Дж/моль}, \ \Delta G_{(3)}^{\circ} = -267289 \ \text{Дж/моль}, \ \Delta G_{(6)}^{\circ} = -33191 \ \text{Дж/моль}, \ откуда$ $<math>\Delta G_{(16)}^{\circ} = 16662 \ \text{Дж/моль}.$ Следовательно, реакция восстановления марганца углеродом ферромарганца из шлака силикотермической плавки металлического марганца не получит развития.

В случае, когда восстановителем является кремний ферросиликомарганца, реакция (1)

$$2(\text{MnO}) + [\text{Si}]_{1\%(\text{Si-Mn})} = \text{Mn}(\textbf{x}) + (\text{SiO}_2) \qquad (16)$$

может быть представлена как сумма реакции (2) и реакций

$$\operatorname{Si} + \operatorname{O}_2(\mathbf{r}) = \operatorname{SiO}_2,\tag{7}$$

 $\Delta G_{(7)}^{\circ} = -949\ 709 + 198,87T$, Дж/моль [3];

$$\operatorname{Si}(\mathfrak{K}) = [\operatorname{Si}]_{1\,\%(\operatorname{Si}-\operatorname{Mn})},\tag{8}$$
$$\Delta G_{(8)}^{\circ} = RT \ln \left(\frac{\gamma_{\operatorname{Si}(\operatorname{Si}-\operatorname{Mn})}^{\circ} M_{\operatorname{Si}-\operatorname{Mn}}}{100 M_{\operatorname{Si}}} \right).$$

Энергия Гиббса реакции (1*в*) рассчитывается по уравнению $\Delta G^{\circ}_{(1_{6})} = 2\Delta G^{\circ}_{(2)} + \Delta G^{\circ}_{(7)} - \Delta G^{\circ}_{(8)}$.

Для растворов на основе марганца [7]

$$\ln\gamma_{\rm Si}^{\circ} = -13\ 206/T - \ln[\exp(7693, 6/T - 1, 242) + 1],$$

откуда при 1773 К $\gamma_{Si}^{\circ} = 2,518 \cdot 10^{-5}$. Ферросиликомарганец содержит в среднем 18 % Si, в этом случае $\gamma_{Si} = 0,0127$ [7].

При 1773 К $\Delta G_{(2)}^{\circ} = 250760 \ Дж/моль, \Delta G_{(7)}^{\circ} = = -597112 \ Дж/моль, \Delta G_{(8)}^{\circ} = -124730 \ Дж/моль, откуда$ $<math>\Delta G_{(1_6)}^{\circ} = 29074 \ Дж/моль.$ Следовательно, реакция восстановления марганца кремнием ферросиликомарганца из шлака силикотермической плавки металлического марганца не получит развития.

Процесс взаимодействия шлака силикотермической плавки металлического марганца с расплавами чугуна, высокоуглеродистого ферромарганца и ферросиликомарганца исследован экспериментально.

Плавки проводили в индукционной печи, питаемой от высокочастотного генератора CEIA Power Cube 180/50 мощностью 12 кВт. Навеску металла массой ~400 г расплавляли в корундовом тигле и доводили температуру металла до 1500 °C. На расплавленный металл засыпали порцию шлака, который расплавлялся, и выдерживали их в контакте, отбирая пробы металла: первую – после расплавления металла, остальные – после засыпки шлака через каждые пять минут.

Взаимодействие шлака с расплавом чугуна. Исходный состав чугуна, % (по массе): 3,25 С; 0,26 Мп; 0,41 Si; 0,11 S. Состав отвального шлака силикотермической плавки металлического марганца, % (по массе): 15,7 Мп; 0,2 FeO; 0,005 P; 27,9 SiO₂; 45,4 CaO; 3,5 Al₂O₃; 3,3 MgO; 0,19 S.

Было проведено четыре плавки. Количество шлака в плавках 1 и 2 составляло 5 % от массы чугуна (20 г), в плавке 3 – 3 % (12 г), в плавке 4 – 10 % (40 г). Полученные результаты приведены в табл. 1 и на рисунке. Как видно из приведенных данных, в металлическом расплаве по мере выдержки происходило возрастание содержания марганца в результате взаимодействия оксида марганца шлака с углеродом металлического расплава (табл. 1, рисунок, а). Соответственно снижалось содержание углерода в металле (табл. 1, рисунок, б), частично углерод снижался и за счет взаимодействия металлического расплава с кислородом воздуха. Содержание марганца в металле тем выше, чем больше количество присаженного на расплав чугуна шлака: при количестве шлака 10 % от массы металла содержание марганца в чугуне возросло почти в 5 раз. Расчеты показывают, что при обработке расплава чугуна отвальным шлаком силикотермической плавки металлического марганца из шлака восстанавливается 60 – 75 % (отн.) содержашегося в нем марганиа. и. следовательно, повышается полезное использование марганца (табл. 2).

Таким образом, при выплавке чугуна возможно сократить (или полностью исключить) расход марганецсодержащего сырья, а требуемое содержание марганца в чугуне (0,5 – 1,5 % и более) получить путем обработки жидкого металла отвальным шлаком силикотермической плавки металлического марганца.

Интересным является факт снижения содержания серы в чугуне при взаимодействии металлического расплава со шлаком (табл. 1, рисунок, *в*), содержание серы в металле снизилось на 30 – 45 % (отн.) (в зависимости от количества шлака). Поскольку в исходном шлаке уже содержится 0,19 % S, то представляет интерес выяснить механизм процесса десульфурации. Этот процесс может идти двумя путями: или за счет взаимодействия оксида кальция CaO, содержание которого в шла-

Таблица 1

Изменение содержания марганца, углерода и серы в чугуне, %

Номер	Іомер Проба 1		Проба 2			Проба 3			Проба 4			
плавки	Mn	С	S	Mn	С	S	Mn	C	S	Mn	С	S
1	0,26	3,25	0,11	0,58	3,07	0,076	0,70	2,87	0,077	0,82	2,72	0,077
2	0,26	3,25	0,11	0,75	3,10	0,082	0,79	2,95	0,078	0,81	2,74	0,082
3	0,26	3,25	0,11	0,51	3,13	0,092	0,56	2,99	0,087	0,61	2,85	0,087
4	0,26	3,25	0,11	1,0	3,23	0,061	1,1	3,13	0,056	1,2	3,02	0,059



Изменение содержания марганца (*a*), углерода (б) и серы (в) в чугуне в зависимости от времени выдержки расплавленного металла в контакте со шлаком процесса выплавки металлического марганца: l - 4 – номера плавок

ке составляет 45,4 %, с серой расплавленного металла с образованием сульфида кальция CaS в шлаке, или за счет взаимодействия восстановленного из шлака марганца с растворенной в металле серой с образованием сульфида марганца MnS, переходящего в шлак:

$$[S] + (CaO) \rightarrow (CaS);$$
$$[S] + [Mn] \rightarrow (MnS).$$

Ответ на этот вопрос можно получить, если провести эксперименты по десульфурации расплава железа, содержащего серу и не содержащего углерод, обрабатывая его отвальным шлаком силикотермической плавки металлического марганца. Было проведено три плавки. Эксперименты проводили следующим образом. Навеску карбонильного железа массой 400 г расплавляли в корундовом тигле и доводили температуру металла до 1600 °С. На поверхность расплава засыпали навеску сплава системы Fe–S (25,5 % S) из расчета получения в расплаве ~0,1 % S и после пятиминутной выдержки отбирали исходную пробу. Затем на расплав засыпали шлак от выплавки металлического марганца в количестве 5 % от массы металла (20 г) и отбирали пробы через 5, 10 и 15 мин. Результаты экспериментов приведены в табл. 3.

Как видно из приведенных в табл. 3 данных, при обработке расплава железа, содержащего 0.09 - 0.15 % S, шлаком от выплавки металлического марганца, снижения содержания серы не происходит, не смотря на высокое содержание оксида кальция в шлаке (45,4 % CaO). Это, по всей видимости, связано с тем, что шлак уже содержит серу (0,19 %). Следовательно, при обработке жидкого чугуна шлаком от выплавки металлического марганца десульфурация происходила, по всей видимости, за счет образования сульфида марганца, который переходил в шлак. Величина степени десульфурации зависит как от содержания марганца в расплаве, так и от содержания углерода, поскольку углерод не только восстанавливает марганец из шлака, но и существенно повышает активность серы в расплавах на основе железа ($\epsilon_{S(Fe)}^{C}$) = 6,24 [4]), тем самым способствуя более полному протеканию реакции десульфурации.

Таблица 2

Степень восстановления марганца из шлака углеродом чугуна

Номер плавки	Количество Мп в добавляемом шлаке, г	Перешло Mn в чугун, г	Степень восстанов- ления Mn из шлака, отн. %
1	3,14	2,24	71,34
2	3,14	2,20	70,06
3	1,88	1,40	74,31
4	6,28	3,76	59,87

Таблица З

Содержание серы в расплаве железа, %

Номер плавки	Проба 1	Проба 2	Проба 3	Проба 4	
1	0,09	0,09	0,09	0,10	
2	0,15	0,15	0,15	0,14	
3	0,13	0,13	0,13	0,13	

Таким образом, результаты проведенных экспериментов полностью согласуются с данными термодинамического анализа. Реакция восстановления марганца углеродом чугуна из шлака силикотермической плавки металлического марганца получает существенное развитие. Следовательно, полезное извлечение марганца может быть повышено за счет доизвлечения марганца из отвального шлака силикотермической плавки металлического марганца в процессе производства чугуна.

На основании проведенного исследования разработан способ легирования чугуна марганцем, который защищен патентом РФ [8]. Способ заключается в следующем. Чугун из доменной печи выпускают в ковш, на дно которого предварительно засыпают, исходя из требуемого содержания марганца в чугуне, в необходимом количестве отвальный шлак процесса выплавки металлического марганца силикотермическим способом, исключив при этом из шихты для выплавки чугуна частично или полностью марганецсодержащее сырье.

Взаимодействие шлака с расплавом высокоуглеродистого ферромарганца. Исходный состав высокоуглеродистого ферромарганца, % (по массе): 16,3 Fe; 6,36 C; 1,09 Si; 0,01 S; 0,12 P. Было проведено три плавки по методике, описанной выше. Количество шлака в плавках составляло 5 % от массы ферромарганца (20 г). Полученные результаты приведены в табл. 4.

Как видно из приведенных данных, в металлическом расплаве по мере выдержки содержание марганца, углерода и кремния оставалось практически на том же уровне. Следовательно, взаимодействия углерода и кремния металлического расплава с оксидом марганца шлака не происходило. Полученные результаты хорошо согласуются с с данными термодинамического анализа. Взаимодействие шлака с расплавом ферросиликомарганца. Исходный состав ферросиликомарганца, % (по массе): 73,8 Mn; 20,3 Si; 1,05 C; 0,32 P. Было проведено три плавки по методике, описанной выше. Количество шлака в плавках составляло 5 % от массы ферросиликомарганца (20 г). Полученные результаты приведены в табл. 5. Как видно из приведенных данных, в металлическом расплаве по мере выдержки содержание кремния и марганца оставалось практически на том же уровне. Следовательно, взаимодействия кремния металлического расплава с оксидом марганца шлака не происходило. Полученные результаты хорошо согласуются с данными термодинамического анализа.

Выводы. Термодинамический анализ процесса восстановления марганца из отвального шлака силикотермической плавки металлического марганца при взаимодействии шлака с расплавами чугуна, высокоуглеродистого ферромарганца и ферросиликомарганца показал, что в случае чугуна получает развитие реакция взаимодействия углерода металла с оксидом марганца шлака – имеет место восстановление марганца из шлака. В случае высокоуглеродистого ферромарганца и ферросиликомарганца, не смотря на высокое содержание в металле углерода и кремния, не получают развития реакции взаимодействия углерода и кремния металла с оксидом марганца шлака в связи с весьма сильными связями углерода и кремния с основой металлического расплава.

Показано экспериментально, что реакция восстановления марганца углеродом чугуна из шлака силикотермической плавки металлического марганца получает существенное развитие. Следовательно, полезное извлечение марганца может быть повышено за счет использования отвального шлака силикотермической плавки металлического марганца для легирования чу-

Таблица 4

Изменение содержания ма	рганца, углерода и	и кремния в фер	ромарганце, %
-------------------------	--------------------	-----------------	---------------

Номер	Проба 1			Проба 2			Проба 3			Проба 4		
плавки	Mn	С	Si	Mn	С	Si	Mn	C	Si	Mn	C	Si
1	75,61	6,28	1,06	75,69	6,28	1,09	73,81	6,21	1,02	73,31	6,31	1,07
2	76,39	6,27	1,12	74,52	6,39	1,01	72,38	6,30	0,72	70,06	6,40	0,64
3	74,06	6,44	0,92	73,41	6,49	1,08	73,53	6,47	1,00	72,91	6,50	0,88

Таблица 5

Изменение содержания кремния и марганца в ферросиликомарганце, %

Номер	Про	Проба 1		Проба 2		ба 3	Проба 4	
плавки	Si	Mn	Si	Mn	Si	Mn	Si	Mn
1	21,2	74,8	20,7	72,8	20,3	73,9	19,6	75,0
2	19,6	73,6	19,4	72,3	21,1	75,4	21,1	74,2
3	21,8	73,2	20,0	74,4	19,2	76,8	19,5	73,6
гуна марганцем путем обработки жидкого металла шлаком. При этом снижается (или полностью исключается) расход марганецсодержащего сырья в шихте при выплавке чугуна. Предложенный способ легирования чугуна марганцем защищен патентом РФ.

Показано экспериментально, что реакция восстановления марганца углеродом и кремнием высокоуглеродистого ферромарганца и феросиликомарганца при взаимодействии этих расплавов со шлаком силикотермической плавки металлического марганца не получает развития.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Гасик М.И. Металлургия марганца. М.: Металлургия. 1992. – 608 с.
- 2. Лякишев Н.П., Гасик М.И., Дашевский В.Я. Металлургия ферросплавов. Ч. 1. М.: Учеба, 117 с.

- Куликов И.С. Раскисление сплавов. –М.: Металлургия, 1975. – 504 с.
- 4. Steelmaking Data Sourcebook. N.Y.–Tokyo: Gordon & Breach Science Publ., 1988. 325 p.
- Katsnelson A.V., Dashevskiy V.Ya., Kashin V.I. // Steel Research. 1993. Vol. 64. No. 4. P. 197 – 202.
- 6. Дашевский В.Я. // Металлы. 2007. № 6. С. 13 17.
- Термодинамические свойства расплавов марганец фосфор и марганец – кремний. Теория и практика металлургии марганца.
 В.Я. Дашевский, А.М. Кацнельсон, А.С. Крылов и др. –М.: Наука, 1990. С. 9 – 18.
- 8. Пат. от 28.02.2012 по заявке 2011123752/02(033136). Способ легирования чугуна марганцем / Дашевский В.Я., Юсфин Ю.С., Александров А.А. и др.

© 2013 г. В.Я. Дашевский, Ю.С. Юсфин, А.А. Александров, Л.И. Леонтьев, Г.С. Подгородецкий, В.И. Губанов Поступила 3 июня 2013 г. УДК 669.13:620.186

*Е.Я. Лезинская*¹, Л.Г. Ковалева², В.В. Перчаник¹, С.И. Пинчук¹, В.Ф. Балакин¹, Д.Г. Тишкевич¹

¹ Национальная металлургическая академия Украины
² ГП «Научно-исследовательский конструкторско-технологический институт трубной промышленности»

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ НА СТРУКТУРУ СТАЛИ

Аннотация. Изучено влияние степени сдвиговой деформации на формирование микроструктуры стали. Детальное изучения микроструктуры образцов после кручения при повышенных температурах позволило выделить необходимые параметры для получения структуры различных типов. Выявлено влияние степени сдвиговой деформации и способов охлаждения на процессы зарождения и роста зерен на образцах из стали аустенитного класса. Определены параметры деформации для получения процессов вплоть до разрушения образца.

Ключевые слова: сталь, структура, сдвиговая деформация, рекристаллизация, напряжение сдвига, границы зерен, упрочнение, разупрочнение.

EFFECT OF TORSION SHEAR STRAIN RATIO UPON STEEL STRUCTURE

Abstract. Effect of shear deformation ratio upon steel microstructure was studied. Detailed study of microstructure in torsionally loaded specimens revealed parameters necessary for the production of various structure types. Effect of shear deformation ratio and cooling methods upon the processes of nucleation and growth of grains in specimens of austenitic steel has been revealed. Deformation parameters necessary for the production of a uniform structure in steel 08Cr18Ni10Ti have been determined. Close interrelation of hardening and softening processes up to the specimen fracture has been established.

Keywords: steel, structure, shear deformation, recrystallization, shear stress, grain boundaries, hardening, softening.

Управлять структурой сталей можно с помощью варьирования параметров деформации [1] и способов охлаждения после ее окончания [2]. При увеличении степени горячей деформации увеличиваются прочность и твердость металла при достаточно высоких пластических свойствах. Существенное влияние на структуру металла оказывает скорость деформации. При увеличении скорости деформации происходит уменьшение субзерен и зерен [3]. Высокие скорости способствуют подавлению динамической рекристаллизации, поэтому при увеличении скорости деформации вначале происходит разупрочнение металла, а затем наблюдается упрочнение за счет интенсивного наклепа.

При высоких температурах напряжение, вызывающее непрерывную сдвиговую деформацию для данной марки стали, достигает максимального значения, а затем падает до некоторой установившейся величины, которая не меняется до весьма высоких деформаций. Такой ход кривых «напряжение-деформация» наблюдается при скручивании образцов из чистых металлов с различным типом кристаллической решетки, а также из сталей и сплавов различных классов [4]. При упругих деформациях динамическая рекристаллизация не встречается. Аустенитные стали типа 18-8 имеют субструктуру внутри искаженных зерен после малых деформаций и повышенную плотность дислокаций. Образование зародышей динамической рекристаллизации происходит преимущественно у границ зерен или двойников.

Структура, сформировавшаяся в ходе горячей деформации, определяет характер статического разупрочнения после ее завершения в зависимости от скорости охлаждения. Формированию весьма стабильной, устойчивой к рекристаллизации полигональной структуры способствует охлаждение на воздухе, обеспечивающее однородное распределение дислокаций в металле. Если в ходе горячей деформации проходит динамическая рекристаллизация, то выдержка при нагреве приводит к росту рекристаллизованных зерен и уменьшению внутри них количества субзерен, хотя плотность дислокаций и твердость остаются повышенными.

Для сохранения мелкозернистой структуры после окончания первичной динамической рекристаллизации и соответствующего подстуживания на воздухе рекомендуется применять интенсивное охлаждение в воде.

Структура полностью рекристаллизована по достижении постоянного напряжения сдвига. На установившейся стадии, когда структура полностью рекристаллизована, величина зерна растет с увеличением температуры деформации при постоянной скорости деформации и с уменьшением скорости деформации при постоянной температуре деформации. Величина деформации на этой стадии не оказывает влияния на размер рекристаллизованных зерен – он зависит только от напряжения течения в процессе деформации [5].

Материалом для исследования служили образцы стали аустенитного класса 08Х18Н10Т. Образцы диаметром 5 мм с длиной рабочей части 15 мм изготавливали из металла после термообработки при температуре 1250 °C с выдержкой 3 ч и охлаждением с печью. Такая обработка обеспечивала структуру заготовки с исходным крупным зерном со средним диаметром 353 мкм.

Кручения проводили на машине СМЭГ-10Т, снабженной электромагнитной муфтой для подключения активного захвата к электродвигателю по заданной программе.

Скручивание проводили при температуре 1200 °С со скоростью вращения активного захвата 60 1/мин. Пассивный захват при этом не был закреплен, чтобы исключить возникновение осевых усилий в образце.

Исследования микроструктуры проводили на наружной поверхности шлифов, вырезанных в поперечном направлении. Микроструктуру плоского среза выявляли электролитическим травлением в концентрированной азотной кислоте. Обработку микрофотографий проводили по специальной программе «Structure 2001» [6], обеспечивающей всесторонний анализ первичных данных методом хорд после распознавания и реконструкции структуры с определением среднего диаметра зерна плоского среза и объема с соответствующими коэффициентами вариации, характеризующими разнозернистость.

В ходе детального изучения микроструктуры образцов после кручения при повышенных температурах установлено, что упрочнение металла происходит за счет деформации исходных крупных зерен в направлении действующей нагрузки, а разупрочнение – за счет образования мелких рекристаллизованных зерен. Роль разупрочняющих процессов возрастает на начальных стадиях кручения, а в дальнейшем упрочнение и разупрочнение уравновешиваются.

Начальные стадии горячей деформации характеризуются созданием в металле горячего наклепа с неупорядоченным распределением дислокаций в его объеме [7]. Эта неоднородность сказывается и на трансформации исходных крупных зерен. При температуре 1160 °С происходит укрупнение выделений по границам исходных зерен, а в самих зернах – образование большого количества двойников отжига и малоугловых границ. Аналогичные закономерности наблюдаются и при температуре 1200 °C, но при более высокой температуре происходит более интенсивный сброс горячего наклепа. Границы зерен во многих случаях очищаются от выделений, что обуславливает образование мелких рекристаллизованных зерен на этих участках (рис. 1, a - b). При охлаждении на воздухе описанные процессы происходят более полно, затрагивая и тело исходных крупных зерен (рис. 1, r - e). Напряжение течения при этом снижается с 105 до 94 МПа.

С увеличением степени горячей деформации разупрочнение проходит более интенсивно за счет вовлечения тела зерна в рекристаллизацию пограничных зон. Это разупрочнение может реализовываться также путем динамического возврата и полигонизации с последующей первичной рекристаллизацией. При



Рис. 1. Структура стали 08Х18Н10Т после кручения в непрерывном режиме при температуре 1200 °С с последующим охлаждением в воде (a - b) и на воздухе (z - e): a, z - 0,5 оборота; $\delta, \partial - 1,0$ оборот; b, e - 2,5 оборота

этом наблюдается трансформация от неустойчивости структуры с большим количеством незамкнутых границ (рис. 1, e, e) до мелких рекристаллизованных зерен диаметром 25 – 30 мкм при более высоких степенях деформации (рис. 2). Хотя температуры деформации достаточно высоки (1160 и 1200 °C), рекристаллизованные зерна довольно устойчивы и сохраняются до весьма высоких степеней деформации (см. таблицу).

Дальнейшее увеличение деформации обеспечивает структурообразование по механизму собирательной рекристаллизации. Растущие рекристаллизованные зерна образовались в разное время, и поэтому наблюдается целый спектр структурных состояний: зерна с большим количеством двойников и малоугловых границ, характерные для малых деформаций; структура с незамкнутыми границами, характерная для упрочненного состояния; зерна правильной формы с высокоугловыми замкнутыми границами.

Структура, сформировавшаяся при этих же условиях, но с охлаждением на воздухе, имеет значительные неод-



Рис. 2. Структура стали 08Х18Н10Т после кручения в непрерывном режиме при температуре 1200 °С с последующим охлаждением в воде (*a* – *b*) и на воздухе (*c* – *e*): *a*, *c* – 5,0 оборотов; *б*, *d* – 7,5 оборотов; *b*, *e* – 10,0 оборотов

Параметры структуры стали	Количество оборотов <i>n</i> активного захвата								
КолКолпосле деформации $0,5$ $1,0$ 2 сол сдвига γ , рад $0,482$ $0,808$ $1,7$ сила сдвига γ , рад $0,482$ $0,808$ $1,7$ квивалентная условная ли- ейная деформация ε , % $21,2$ $32,6$ 4.7 саксимальный диаметр зерна, ваметр зерна, соффициент вариации K_d 360 360 $ 2$ ПлоскОбсоффициент вариации K_d $0,51$ $0,65$ $0,86$ $0,65$ ОбСоффициент вариации K_d $0,43$ $0,58$ $0,43$ $0,58$ $0,43$ $0,58$	2,5	5,0	7,5	10,0	12,5	15,0	22,5		
Угол сдвига ү, рад	0,482	0,808	1,206	1,382	1,444	1,476	1,495	1,507	1,528
Эквивалентная условная ли- нейная деформация є, %	21,2	32,6	43,5	47,5	48,9	49,5	49,9	50,1	50,6
Максимальный диаметр зерна,	<u>360</u>	<u>360</u>	<u>245</u>	<u>100</u>	85	95	95	95	_80_
МКМ	360	—	160	105	100	115	110	120	100
		ΠJ	юский с	рез					
Средний диаметр зерна <i>d</i> , мкм	<u>199,8</u> 185,9	<u>101,8</u> -	<u>49,6</u> 43,3	<u>22,2</u> 23,9	<u>26,0</u> 24,6	<u>28,0</u> 29,4	<u>30,8</u> 27,9	<u>27,2</u> 31,2	<u>18,4</u> 31,4
Коэффициент вариации K _d	<u>0,51</u> 0,65	<u>0,86</u> -	<u>0,79</u> 0,72	<u>0,67</u> 0,70	<u>0,59</u> 0,57	<u>0,61</u> 0,66	<u>0,59</u> 0,66	<u>0,61</u> 0,68	<u>0,75</u> 0,60
			Объем						
Средний диаметр зерна D, мкм	<u>244,3</u> 227,2	<u>123,0</u> _	<u>59,9</u> 50,9	<u>24,8</u> 28,3	<u>30,8</u> 29,0	<u>33,3</u> 35,1	<u>36,9</u> 33,2	<u>32,3</u> 35,9	<u>21,7</u> 37,6
Коэффициент вариации К _D	<u>0,43</u> 0,58	<u>0,82</u> -	<u>0,74</u> 0,69	<u>0,66</u> 0,67	<u>0,54</u> 0,52	<u>0,57</u> 0,61	<u>0,54</u> 0,62	<u>0,56</u> 0,66	<u>0,72</u> 0,55
* В чиспителе указаны значе	ния посл	е охлаж	ления в в	оле в зн	аменате	пе – на в	озлухе		

Параметры деформации и структуры стали*

нородности вследствие указанных выше причин. Напряжение пластического сдвига составляет при этом 92 МПа.

Дальнейшее увеличение деформации не приводит ни к вторичной рекристаллизации, ни к существенному росту зерен при собирательной рекристаллизации (рис. 3), несмотря на весьма высокие температуры формоизменения. Это обусловлено тем, что структурные изменения идут преимущественно внутри вновь образовавшихся зерен. При этом структуры характеризуются меньшей разнозернистостью, чем на начальных стадиях кручения. Напряжения пластического сдвига увеличиваются до 98 МПа при 12,5 оборотах и до 104 МПа при 15 оборотах. В силу «затухания» процессов рекристаллизации при малых деформациях (n < 15) скорость охлаждения не оказывает существенного влияния на конечную величину зерна после охлаждения.

При дальнейшем кручении с увеличением степени сдвиговой деформации влияние способа охлаждения на средний диаметр зерен становится более существенным. При этом рекристаллизованные зерна продолжают насыщаться дислокациями и это насыщение, как и ранее, неоднородно. Явление повторного разупрочнения металла приводит к образованию весьма мелких зерен диаметром 2 – 11 мкм по границам рекристаллизованных зерен диаметром



Рис. 3. Изменение среднего диаметра зерен стали 08Х18Н10Т в зависимости от количества оборотов активного захвата в непрерывном режиме скручивания при температуре 1200 °С:

1 – охлаждение в воде; 2 – на воздухе



Рис. 4. Структура стали 08Х18Н10Т после кручения в непрерывном режиме при температуре 1200 °С с последующим охлаждением в воде (*a* - *s*) и на воздухе (*c* - *e*): *a*, *c* - 12,5 оборотов; *б*, *d* - 15,0 оборотов; *s*, *e* - 22,5 оборотов

35 мкм (рис. 4). Кручение в 22,5 оборота при температуре 1200 °С с последующим охлаждением в воде увеличивает напряжение пластического сдвига до 135 МПа.

Можно предположить, что если бы деформация не была прервана разрушением образцов, описанные выше процессы структурообразования повторились бы вновь, но исходной структурой для них были бы зерна диаметром 40 – 50 мкм.

Выводы. Результаты исследования свидетельствуют о том, что в ходе непрерывного горячего скручивания на начальных его стадиях металл существенно упрочняется, после чего следует его интенсивное разупрочнение до установившегося состояния. Такое поведение металла будет повторяться вновь и вновь до его разрушения.

Исходная микроструктура в результате деформирования претерпевает существенные изменения – происходит измельчение зерна в 20 – 30 раз, от 350 мкм до 10 – 20 мкм.

Структура на начальных стадиях деформации характеризуется повышенной разнозернистостью, которая по мере увеличения степени деформации снижается.

При деформации в 5 оборотов наблюдается рекристаллизованная структура с минимальным средним

УДК 621.926.323

А.Г. Никитин, С.А. Лактионов, М.А. Кузнецов

Сибирский государственный индустриальный университет

ПОЛОЖЕНИЕ ПЛОСКОСТИ МАКСИМАЛЬНЫХ КАСАТЕЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ХРУПКОГО КУСКА В ОДНОВАЛКОВОЙ ДРОБИЛКЕ^{*}

Аннотация. Предложена методика расчета положения плоскости максимальных касательных напряжений при двухосном напряженном состоянии в хрупком изотропном материале, определяющая геометрические характеристики образующихся при разрушении кусков в одновалковой дробилке. Теоретически определено и экспериментально подтверждено, что ее положение зависит от коэффициента трения куска о валок и угла захвата, а также от коэффициента трения между куском дробимого материала и щекой.

Ключевые слова: одновалковая дробилка, дробимый кусок, угол захвата, коэффициент трения, плоскость максимальных касательных напряжений.

POSITION OF THE PLANE OF MAXIMUM SHEAR STRESS AT FRACTURE OF BRITTLE PIECES INTO ROLL CRUSHERS

Abstract. The methods of calculating the position of the plane of maximum shear stress under biaxial stress state in a brittle isotropic material, which determines the geometric characteristics resulting from the destruction of the pieces in Roll Crushers. Determined theoretically and experimentally is confirmed that its position depends on the coefficient of friction of a piece of roll, and the angle of capture, as well as the coefficient of friction between the material and the piece crushability cheek.

Keywords: roll crushers, divisibility piece capture angle, the coefficient of friction, the plane of maximum shear stress.

Во многих отраслях промышленности – металлургической, горнорудной и др. перерабатывают и используют в больших количествах сыпучие материалы размером зерна 20 – 35 мкм. Дальнейшее увеличение степени деформации не приводит к существенному изменению размеров зерен.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Берштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
- 2. Горелик С.С., Гуль Ю.П. и др. // МиТОМ. 1971. № 7. С. 5-9.
- Булат С.И., Тихонов А.С., Дубровин А.Н. Деформируемость структурно неоднородных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1975. – 352 с.
- Дроздов Б.Я., Погребная Н.Э. // Исследование структуры горячедеформированного аустенита. Сб. «Термическая обработка металлов». – М.: 1980. № 9. С. 84 – 87.
- 5. Tonas T.T., Sellars C.M., Tegart W.T. // Metallurgical Reviews. 1969. Vol. 14. No. 130. P. 1 24.
- Пат. 2317539 РФ. Способ определения основных параметров структуры металла / Е.Я. Лезинская, Е.В. Гулькин, В.В. Перчаник. Бюл. изобретений. 2008. № 5.
- 7. Бернштейн М.Л. Прочность стали. М.: Металлургия, 1974. 198 с.

© 2013 г. Е.Я. Лезинская, Л.Г. Ковалева, В.В. Перчаник, С.И. Пинчук, В.Ф. Балакин, Д.Г. Тишкевич Поступила 5 марта 2013 г.

различных классов крупности. В большинстве случаев нужная крупность достигается измельчением более крупных кусков на дробилках, в том числе и одновалковых, при этом важное значение для потребителя имеет форма готового продукта.

^{*} Работа выполнена в соответствии с государственным контрактом Министерства образования и науки № 7.4662.2011.

В результате проведения анализа сил, действующих при дроблении материала в одновалковой дробилке, было установлено, что в процессе работы дробилки возникают не только силы сжатия, действующие на дробимый кусок, но и крутящий момент, в результате которого образуются касательные напряжения [1]. Также было теоретически обосновано и экспериментально подтверждено, что разрушение изотропного хрупкого дробимого материала происходит по плоскостям максимальных касательных напряжений независимо от формы дробимого куска, о чем свидетельствуют полученная математическая модель процесса разрушения хрупкого материала в одновалковой дробилке и результаты проведенных испытаний по разрушению образцов [2]. Характер разрушения кусков известен, но для определения получаемой формы готового продукта необходимо определить положение плоскости максимальных касательных напряжений.

При совместном действии нормальных сжимающих и касательных напряжений положение первой главной площадки относительно вспомогательной определяется следующим выражением [2]:

$$tg\beta = \frac{\sigma_1 + \sigma}{\tau},$$
 (1)

где $\sigma_1 = \left(\frac{1}{2}\sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2} - \frac{\sigma}{2}\right)$ – главное напряжение на первой главной площадке; $\sigma = \frac{R_r}{a^2}$ – нормальное напряжение, возникающее при дроблении единичного куска кубической формы; R_r – сжимающая сила, действующая на кусок со стороны валка (рис. 1); *a* – длина ребра куска кубической формы.

Касательное напряжение при кручении детали некруглого поперечного сечения определяется из соотношения [3]

$$\tau = \frac{M_{\rm kp}}{\chi h b^2},\tag{2}$$



Рис. 1. Схема сил, действующих на кусок дробимого материала

где $M_{\rm kp}$ – внутренний крутящий момент, возникающий под действием касательных напряжений; χ – коэффициент, зависящий от отношения длин сторон *h* и *b* прямоугольника.

При кручении кусков кубической формы стороны hи b равны между собой, т.е. h = b = a. В этом случае $\chi = 0,21$, тогда

$$\tau = \frac{M_{\rm kp}}{0,21a^3}$$

Внутренний крутящий момент рассчитывается как [1]

$$M_{\rm KD} = Tc, \qquad (3)$$

где $T = (R_{\rm B} - F_2)$ – разность между вертикальной составляющей равнодействующей силы и силой трения между дробимым материалом и неподвижной щекой; $c = \left(\frac{F_2}{T} + \frac{1}{2}\right)a$ – плечо действия силы *T*.

Из проведенного анализа сил, действующих на кусок, известно, что вертикальная составляющая равнодействующей силы равна

$$R_{\rm B} = R_{\rm r} tg \varphi,$$

где $\varphi = (\operatorname{arctg} f_1 - \alpha) -$ угол между сжимающей силой R_r и вертикальной составляющей; $f_1 -$ коэффициент трения между дробимым материалом и валком; $\alpha -$ угол захвата.

Сила трения между дробимым материалом и неподвижной щекой определяется из выражения $F_2 = R_r f_2$, где f_2 – коэффициент трения между дробимым материалом и неподвижной щекой. Тогда значения T и c находим из соотношений

$$T = R_{\rm r}(\mathrm{tg}\varphi - f_2); \tag{4}$$

$$c = \frac{a}{2} \frac{\operatorname{tg}\varphi + f_2}{\operatorname{tg}\varphi - f_2}.$$
 (5)

После подстановки формул (4) и (5) в выражение (3) получим

$$M_{\rm kp} = \frac{1}{2} R_{\rm r} a \left(t g \varphi - f_2 \right)$$

и формула определения касательных напряжений (2) примет вид

$$\tau = \frac{R_{\rm r}({\rm tg}\phi + f_2)}{0,42a^2} = \sigma \frac{{\rm tg}\phi + f_2}{0,42}.$$
 (6)

С учетом выражения (6) главное напряжение на первой площадке определяется следующим образом:

$$\sigma_1 = \frac{\sigma}{2} \left(\sqrt{1 + 22,67 (f_2 + tg\phi)^2} - 1 \right)$$

и соотношение (1) примет вид

$$tg\beta = \frac{\frac{\sigma}{2} \left(\sqrt{1 + 22,67 \left(f_2 + tg\phi \right)^2} + 1 \right)}{\sigma \frac{tg\phi + f_2}{0,42}} = 0,21 \frac{\sqrt{1 + 22,67 \left(f_2 + tg\phi \right)^2} + 1}{tg\phi + f_2}.$$
 (7)

Из анализа полученной формулы (7) следует, что угол β зависит от угла φ , который является функцией коэффициента трения f_1 куска о валок и угла захвата α , а также от коэффициента трения f_2 между куском дробимого материала и щекой. При этом, чем больше коэффициент f_1 и чем меньше коэффициент f_2 и угол α , тем больше угол β , определяющий положение плоскости максимальных касательных напряжений, по которой происходит разрушение хрупкого материала при одновременном действии нормальных и касательных напряжений.

Для проверки достоверности полученных результатов в Сибирском государственном индустриальном университете была спроектирована и изготовлена исследовательская установка, представляющая собой одновалковую дробилку [4]. Для проведения экспериментов были приготовлены образцы кубической формы со стороной 40 мм из цементно-песчаной смеси. В процессе проведения экспериментов варьировались все параметры, влияющие на положение плоскости максимальных касательных напряжений. На рис. 2 приведено положение плоскости максимальных касательных напряжений при $\alpha = 15^\circ$, $f_1 = 0,3$ и $f_2 = 0,1$ расчетное ($\beta - 45^\circ = 27^\circ$) и полученное экспериментально ($\beta - 45^\circ = 29^\circ$). Расхождение расчетных и экспериментальных данных составляет менее 7 %.

Выводы. Предложена методика расчета положения плоскости максимальных касательных напряжений



Рис. 2. Положение плоскости действия максимальных касательных напряжений: *a* – расчетное; *б* – экспериментальное

при двухосном напряженном состоянии в хрупком изотропном материале, определяющая геометрические характеристики образующихся при разрушении кусков в одновалковой дробилке. Определено, что ее положение зависит от коэффициента трения куска о валок и угла захвата, а также от коэффициента трения между куском дробимого материала и щекой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Никитин А.Г., Сахаров Д.Ф. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 10. С. 41, 42.
- Никитин А.Г., Лактионов С.А., Сахаров Д.Ф. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 36 – 38.
- Заславский Б.В. Краткий курс сопротивления материалов. Учебник для авиационных специальностей вузов. – М.: Машиностроение, 1986. – 328 с.
- 4. Никитин А.Г., Сахаров Д.Ф. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 6. С. 53.

© 2013 г. А.Г. Никитин, С.А. Лактионов, М.А. Кузнецов Поступила 1 марта 2013 г.

УДК 621.7

В.Н. Трофимов¹, М.Г. Штуца², Д.С. Анищук², А.В. Есенеев², Т.В. Кузнецова¹

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет ² ОАО «Чепецкий механический завод»

ПРОФИЛИРОВАНИЕ КАНАЛА БИКОНИЧЕСКИХ ВОЛОК

- Аннотация. При проектировании процесса многократного волочения длинномерных осесимметричных сплошных и композиционных изделий на этапе грубого волочения целесообразно применение биконических волок, в которых входной конус обеспечивает малое обжатие и улучшенные условия смазки по сравнению со стандартными волоками, а основное обжатие происходит во втором конусе рабочей части канала волоки. Получены соотношения для расчета напряжения волочения осесимметричных заготовок и оптимальной геометрии канала биконических волок. Показано, что биконические волоки за счет улучшения условий трения позволяют снизить напряжение волочения и, соответственно, обеспечить наилучшие энергосиловые параметры процесса грубого волочения, снизить обрывность и дефектность заготовки, что особенно важно при волочении композиционных изделий.
- *Ключевые слова*: напряжение волочения, биконическая волока, оптимальный угол, коэффициент трения, осесимметричные композиционные изделия.

PROFILING CHANNEL DRAWING TOOLS WITH THE CHANNEL OF TWO CONES

- *Abstract*. In the design process multiple drawing a long axially symmetric continuous and composite products at the stage of rough drawing it is advisable to use drawing tools with the channel of two cones, in which input cone ensures a low compression and improved conditions of friction compared with standard drawing tools, and the compression occurs in the second cone of the working part of the channel drawing tool. The formulas for calculating the pressure of drawing axisymmetric drawing products and optimum geometry of the channel drawing tool with the channel of the two cones. It is shown that the drawing tool with the channel of the two cones at the expense of improvement of conditions of friction can reduce pressure of drawing and, accordingly, to provide the best power parameters of the process of drawing, reduce the filament and the defectiveness of a work piece, which is specially important in the process of drawing composite products.
- *Keywords*: pressure of drawing, the drawing tool with the channel of the two cones, the optimal angle, the coefficient of friction, axially symmetric composite products.

Одним из способов изготовления длинномерных изделий из цветных металлов и сплавов является процесс холодного многопроходного волочения. Заготовки для таких изделий получают прокаткой предварительно прессованной заготовки или слитка диам. 60 – 70 мм до диам. 10 – 20 мм с последующим волочением до заданного диаметра.

Однако в некоторых случаях, например при изготовлении слоистых композиционных изделий, представляющих сердечник и нанесенные на него одну или две оболочки, использование прокатки, как предварительной операции ограничено, так как различие в механических свойствах компонентов в условиях больших обжатий ведет к росту сил межслойного трения и отслоению оболочки от сердечника, а также к разрушению одного из компонентов. Если сердечник также является композитом, например, однонаправленным волокнистым композитом, то возможно разрушение как матрицы, так и волокон композита. В этом случае, несмотря на существенное усложнение процесса, предварительные операции также выполняют по схеме волочения на линейных станах с использованием монолитных волок.

Проектируемый маршрут волочения должен удовлетворять следующим требованиям: – иметь минимальное число переходов, т. е. максимально возможные вытяжки λ на отдельных переходах, так как повышение дробности процесса деформации ведет к интенсификации процессов упрочнения, росту неоднородности механических характеристик композита по сечению, что, в свою очередь ведет к необходимости частых отжигов для предотвращения разрушения одного из компонентов композита. Кроме того, при отжиге на поверхностях контакта разных металлов, составляющих композит, образуются переходные слои интерметаллидов, которые могут отрицательно влиять на пластические свойства компонентов композита и также способствуют их разрушению;

 принимаемые при проектировании значения вытяжки λ должны обеспечивать достаточный коэффициент запаса γ [1].

Авторы работы [1] одними из основных причин разрушения заготовок при волочении называют несовершенство продольного профиля волочильного канала, повышенные силы контактного трения и высокие степени деформации.

Для волочения заготовок больших диаметров используют стандартные волоки [2], имеющие угол конуса канала в рабочей зоне $2\alpha_{\rm B} = 18^{\circ}$. Теоретический анализ известных формул для определения напряжения волочения подтверждает указанные выводы и показывает, что при стандартных значениях $\alpha_{\rm B}$ максимальные значения вытяжки λ могут быть обеспечены за счет оптимизации геометрии канала волок при одновременном снижении коэффициента трения f_n путем улучшения условий захвата смазки. С этой целью предложено уменьшить угол $\alpha_{\rm B}$ со стандартных значений до $2 \div 3^{\circ}$ [1]. Однако такие значения $\alpha_{\rm B}$, не являясь оптимальными, ведут к значительному росту осевых размеров волок.

Оценим размеры стандартных волоки и волок с уменьшенными значениями α_в для волочения заготовок большого диаметра.

Длина участков канала конической волоки определяется [1]:

– рабочая зона канала $L_p = aD_1(\sqrt{\lambda} - 1)/(2 \lg \alpha_B)$ или $L_p = aD_0(1 - 1/\sqrt{\lambda})/(2 \lg \alpha_B)$, где $a = 1,05 \div 1,3$ – коэф-фициент, учитывающий несоосность канала волоки и заготовки; D_0 и D_1 – диаметр заготовки до и после волочения; λ – вытяжка;

– входная часть канала $L_0 = k_0 L_p$, где $k_0 = 1,0 \div 1,5$; – калибрующая часть канала $L_{\kappa} = k_{\kappa} D_1$, где $k_{\kappa} = 0,3 \div 1,0$.

Суммарная длина канала волоки *L* определяется формулой

$$L = D_1 [a(\sqrt{\lambda} - 1)(1 + k_0)/(2 \operatorname{tg} \alpha_{\rm B}) + k_{\rm K}].$$

Расчетные значения *L* для разных диаметров при минимальных значениях коэффициентов, входящих в формулу (1), приведены в табл. 1.

Из табл. 1 видно, что при $2\alpha_{\rm B} = 18^{\circ}$ расчетные значения *L* для стандартных волок близки к рекомендуемым стандартами [2], однако такие значения $\alpha_{\rm B}$ не всегда обеспечивают минимальные значения деформирующего усилия и удовлетворительные условия подвода смазки.

Уменьшение $\alpha_{\rm B}$ ведет к существенному увеличению размеров волок, которые неприемлемы как с точки зрения расхода материала, так и неудобства их механической и термической обработки, транспортировки

и монтажа на волочильном стане. В настоящее время наиболее распространены волоки с коническим и радиальным выпуклым каналом, что обусловлено удобством его обработки, особенно для малых диаметров. Однако для волок больших диаметров современные технологии позволяют изготавливать волоки с более сложной геометрией, например волоки с биконическим вогнутым каналом. Эксплуатация таких волок может быть целесообразна при волочении композиционных заготовок больших диаметров, когда объемы производства небольшие, а повышенная стоимость их изготовления окупается высокой стоимостью готовой продукции.

Рассмотрим волоку с биконическим вогнутым каналом (см. рисунок), в котором при волочении заготовки суммарная вытяжка определяется:

$$\lambda = (D_0/D_1)^2 = \lambda_1 \lambda_2,$$

где λ_1 – вытяжка во входной части L_1 рабочей зоны L_p ; λ_2 – вытяжка в основной части L_2 рабочей зоны. Угол α_1 зоны L_1 выбирается равным $2 \div 4^\circ$ для улучшения условий смазки и обеспечения смешанного режима трения с $f_n = 0,02 \div 0,03$. Отношение углов α_1 и α_2 необходимо выбирать таким, чтобы обеспечить минимальное напряжение волочения.

Для расчета оптимальных геометрических параметров рабочей зоны канала биконической волоки (без учета влияния калибрующей зоны) определим напряжение волочения, используя принцип аддитивного сложения:

$$\sigma_{_{\rm BOI}} = \Delta \sigma_1 + \Delta \sigma_2 + \Delta \sigma_3 + \Delta \sigma_4 + \Delta \sigma_5 + \sigma_q, \qquad (1)$$

где $\Delta \sigma_1$ – приращение напряжения волочения за счет сдвига на границе Γ_1 ; $\Delta \sigma_2$ – приращение напряжения волочения в области Ω_1 ; $\Delta \sigma_3$ – приращение напряжения волочения за счет сдвига на границе Γ_2 ; $\Delta \sigma_4$ – приращение напряжения волочения в области Ω_2 ; $\Delta \sigma_5$ – приращение напряжения волочения за счет сдвига на границе Γ_3 ; σ_a – напряжение противонатяжения.

Таблица 1

D_1 , мм	L_p , мм	$L_{0},$ мм	L_k , мм	<i>L</i> , мм	L/D_1				
	$2\alpha_{_{\rm B}}=4^{\circ}$								
70	76,2/124,2	76,2/124,2	21/21	173,4/269,4					
50	54,4/88,7	54,4/88,7	15/15	123,8/192,4	2,48/3,89				
30	32,6/53,2	32,6/53,2	9/9	74,2/115,4					
		2α	_в = 18°						
70	16,8/27,4	16,8/27,4	21/21	54,6/75,8					
50	12,0/19,6	12,0/19,6	15,0/15,0	39,0/54,2	0,78/1,08				
30	7,2/11,7	7,2/11,7	9/9	23,4/32,4					
* Числ	* Числитель – $\lambda = 1,15$, знаменатель – $\lambda = 1,25$.								

Расчетные значения длины канала волок ($a = 1,05; k_0 = 1,0; k_{\kappa} = 0,3$)*



Схема канала биконической волоки

Используем допущения и подходы, принятые в работе [5]:

 материал заготовки идеальный жесткопластический;

– продольные σ_x и радиальные σ_r напряжения распределены равномерно по сечению заготовки;

– выполняется приближенное условие пластичности $\sigma_x + \sigma_r = \sigma_s$, где σ_s – сопротивление деформации. Для композиционных заготовок величина σ_s определяется путем усреднения по сечению [1];

– для нормальных напряжений на поверхности контакта выполняется приближенное равенство $\sigma_n \approx \sigma_r$;

– на поверхности контакта выполняется закон трения Кулона-Амонтона $\tau_{\kappa} = f_n \sigma_n$.

Используя метод баланса мощностей, определим приращение напряжения волочения на границах Γ_1 , Γ_2 , Γ_3 , являющихся поверхностями разрыва скоростей [3]:

$$\Delta \sigma_i V_i \Gamma_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_s \int_{\Gamma_i} \left| \Delta V_{II}^i \right| d\Gamma, i = 1, 2, 3, \tag{2}$$

где V_i и $|\Delta V_{II}^i|$ – нормальная составляющая скорости и разрыв составляющей скорости параллельной *i*-ой границе, соответственно; Γ_i – площадь сечения заготовки на *i*-ой границе.

Для границ Γ_1 , Γ_2 и Γ_3 имеем:

$$\Delta V_{II}^1 = V_1 \operatorname{tg} \alpha_1; \ \Delta V_{II}^2 = V_2 (\operatorname{tg} \alpha_2 - \operatorname{tg} \alpha_1); \ \Delta V_{II}^3 = V_3 \operatorname{tg} \alpha_2. (3)$$

Используя условие постоянства расхода $V_1 D_0^2 = V_i D_i^2$, из уравнений (2) и (3) получим

$$\Delta \sigma_1 = 0.385 \operatorname{tg} \alpha_1; \Delta \sigma_3 = 0.385 (\operatorname{tg} \alpha_2 - \operatorname{tg} \alpha_1);$$

$$\Delta \sigma_5 = 0.385 \operatorname{tg} \alpha_2. \tag{4}$$

Приращения $\Delta \sigma_2$ и $\Delta \sigma_4$ определим по упрощенной формуле Перлина И.Л. [1], принимая $\sigma_2 = 0$:

$$\Delta \sigma_2 = \ln \lambda_1 \left(1 + \frac{f_n}{\mathrm{tg}\alpha_1} \right); \ \Delta \sigma_4 = \ln \lambda_2 \left(1 + \frac{f_n}{\mathrm{tg}\alpha_2} \right).$$
(5)

Введем величины коэффициента относительной вытяжки k_{λ} и относительный угловой коэффициент k_{α} :

$$k_{\lambda} = \lambda_2 / \lambda_1 (k_{\lambda} > 1); k_{\alpha} = tg\alpha_2 / tg\alpha_1 (\alpha_2 > \alpha_1 \text{ и } k_{\alpha} > 1).$$
(6)

Из соотношений (1) и (4) – (6) после преобразований получим

$$\overline{\sigma}_{\text{вол}} = \frac{\sigma_{\text{вол}}}{\sigma_{S}} = \ln \lambda + \frac{f_{n}}{k_{\alpha} \operatorname{tg} \alpha_{1}} \ln \left(\lambda_{1}^{1+k_{\alpha}} k_{\lambda} \right) + \\ +0,77 k_{\alpha} \operatorname{tg} \alpha_{1} + \sigma_{q}.$$
(7)

Определим коэффициент k_{α} , обеспечивающий минимальное значение напряжения волочения из условия

$$\frac{d\bar{\sigma}_{\text{вол}}}{dk_{\alpha}} = -\frac{f_n}{k_{\alpha}^2 \operatorname{tg}\alpha_1} \ln\left(\lambda_1^{1+k_{\alpha}}k_{\lambda}\right) + 0,77\operatorname{tg}\alpha_1 = 0.$$
(8)

Решение уравнения (8) имеет вид

$$k_{\alpha} = 1.14 \frac{\sqrt{f_n(\ln k_{\lambda}\lambda_1)}}{\mathrm{tg}\alpha_1} \ . \tag{9}$$

В работе [4] на основе упрощенной модели микрошероховатости и схематизации опорной кривой профиля поверхности предложено соотношение для определения коэффициента трения в режиме смешанного трения

$$f_n = f_{n0} \left(1 - \frac{h}{R_z} \right), \tag{10}$$

где f_{n0} – коэффициент трения при волочении в граничном режиме трения; R_z – высота микронеровностей; h – толщина слоя смазки на входе в зону пластической деформации, обеспечиваемая за счет гидродинамического эффекта смазочного клина.

Для изотермического течения жидкой смазки величина *h* определяется по формуле [5]

$$h = \frac{3\,\alpha\mu_0 V_1}{\mathrm{tg}\alpha_1},\tag{11}$$

где α – пьезокоэффициент вязкости смазки; μ_0 – динамический коэффициент вязкости; V_1 – скорость движения заготовки на входе в канал волоки.

При заданном значении α₁ коэффициент трения равен

$$f_n = f_{n0} \left(1 - \frac{3 \alpha \mu_0 V_1}{\mathrm{tg} \alpha_1 R_z} \right). \tag{12}$$

Из выражения (12) может быть определен угол α₁, обеспечивающий заданный коэффициент трения

$$\alpha_1 = \operatorname{arctg}\left[\frac{3\,\alpha\mu_0 V_1}{R_z \left(1 - f_n / f_{n0}\right)}\right]. \tag{13}$$

Таблица 2

<i>D</i> ₁ , мм	α ₁ , град	α ₂ , град	f_n	<i>L_p</i> , мм	<i>L</i> , мм	L/D_1	$\overline{\sigma}_{_{BOJI}}$	$\gamma\approx 1/\overline{\sigma}_{_{BOJ}}$	
Одноконусная волока									
63,9	2	2	0,031	91,7	110,9	1,74	0,371	2,70	
	Стандартная волока								
63,9	9	9	0,046	20,2	39,4	0,62	0,357	2,80	
Биконическая волока									
63,9	2	4,2	0,031	57,0	76,1	1,19	0,282	3,55	

Сравнение параметров одноконусных и биконической волок ($a = 1,05; k_0 = 0; k_\kappa = 0,3$)

Из уравнения (9) с учетом выражений (10) и (11) получим

$$\alpha_2 = \arctan\left[1, 14\sqrt{f_{n0}\ln(k_\lambda\lambda_1)\left(1 - \frac{3\alpha\mu_0 V_0}{\mathrm{tg}\alpha_1 R_z}\right)}\right].$$
 (14)

Приведем пример расчета геометрии канала биконической волоки при волочении композиционной заготовки с медной оболочкой диаметром $D_0 = 70$ мм со скоростью $V_0 = 0.3$ м/с и вытяжкой $\lambda = 1.2$.

Принимаем $\alpha_1 = 2^\circ, \lambda_1 = 1,05, R_z = 1$ мкм.

Выбираем материал волоки – твердый сплав. Для пары трения медь-твердый сплав коэффициент трения $f_{n0} = 0.05$ [1].

В качестве смазки выбираем касторовое масло. По данным работы [5] для касторового масла $\alpha = (1,413 + 0,31911g\mu_0) \cdot 10^{-8} \Pi a^{-1}$, $\mu_0 = 1,043 \Pi a \cdot c$ при температуре 20 °C.

Результаты расчета геометрических параметров канала волоки и относительного напряжения волочения приведены в табл. 2, где для сравнения приведены результаты расчета осевых размеров одноконусной волоки с углом $\alpha_{\rm B} = 2^{\circ}$, обеспечивающим такие же условия смазки, как и биконическая волока.

Из табл. 2 следует, что по величине осевых размеров биконическая волока занимает среднее значение между одноконусной и стандартной волокой, но за счет снижения коэффициента трения и оптимальной геометрии позволяет снизить напряжение волочения и соответствующее значение коэффициента запаса у на 20 %.

Выводы. Предложена методика расчета основных размеров канала биконической волоки. Получены соотношения для расчета напряжения волочения и геометрии канала биконических волок. Теоретически показано, что применение таких волок позволяет существенно снизить напряжение волочения по сравнению с одноконусными волоками, что особенно важно при волочении композиционных заготовок. Однако для эффективной эксплуатации таких волок необходимо использование вязких смазок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 448 с.
- **2.** ГОСТ 9453-75. Волоки-заготовки из твердых спеченных сплавов для волочения проволоки и прутков круглого сечения.
- Трофимов В.Н., Кузнецова Т.В., Мельникова Т.Е. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 7. С. 42 – 45.
- Трофимов В.Н. Совершенствование технологии волочения длинномерных осесимметричных композиционных электропроводников: Дис.... докт. техн. наук. – Глазов, 2007. – 292 с.
- Колмогоров Г.Л. Гидродинамическая подача смазки. М.: Металлургия, 1986. – 168 с.

© 2013 г. В.Н. Трофимов, М.Г. Штуца, Д.С. Анищук, А.В. Есенеев, Т.В. Кузнецова Поступила 17 мая 2013 г.

УДК 621.735.32

В.А. Тюрин, И.В. Ларионов, Д.В. Батяев

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ГРАФО-АНАЛИТИЧЕСКИЙ ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ РАСЧЕТА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ОСАДКИ ЗАГОТОВОК

Аннотация. Исследованы уравнения математических моделей расчета параметров процесса осадки цилиндрических заготовок для производства колец. На основании исследования разработан графо-аналитический инструмент оперативного расчета параметров данного процесса. Проведен анализ графических зависимостей параметров и факторов и даны рекомендации по управлению ими.

Ключевые слова: графо-аналитический инструмент, накопленная степень деформации, форма осаженной заготовки.

GRAPH-ANALYTICAL TOOL FOR CALCULATING OF PROCESS VARIABLES WHEN WORKPIECE IS BEING UPSET

Abstract. Mathematical models' equations for calculating of parameters at ring billets upsetting are examined in this paper. Graph-analytic tooling was designed as a result of research. This tooling allows calculating upsetting's parameters efficiently. Analysis of graphic data linking factors and parameters of this process was carried out and after that recommendations of how to handle these parameters are given.

Keywords: graph-analytic tooling, cumulative degree of reduction, upset billet's shape.

При решении задачи о получении заданной микроструктуры и механических свойств, о характере макроструктуры и формы заготовки необходимо рассчитать следующие параметры:

 максимальную величину местной накопленной степени деформации в зоне интенсивной деформации вне оси;

 максимальную величину накопленной степени деформации на боковой поверхности заготовки;

 отношение диаметра зоны затрудненной деформации на торце заготовки в конце осадки к диаметру ее торца;

 отношение глубины зон затрудненной деформации к высоте осаженной заготовки.

Также необходимо прогнозировать такие параметры, как вид бочки у заготовки в конце осадки, выпрямление полости от конического бойка на торцах заготовки в конце осадки плоскими бойками.

Форма бочки у заготовки в конце осадки является интегральным параметром оптимизации, что описано в работе [1]. Этот параметр является качественным показателем формы боковой поверхности цилиндрической заготовки, осаженной вначале коническими, а затем плоскими бойками. В работе были исследованы пять видов формы боковой поверхности цилиндрической заготовки в конце осадки: *1* – сложной формы; *2* – выпуклая «бочка»; *3* – прямая «бочка»; *4* – двойная «бочка»; *5* – вогнутая «бочка».

Техническое решение задачи о выборе оптимальных условий осадки заготовок коническими и затем плоскими бойками включает физический эксперимент и решение уравнений регрессии. Произвести эти операции достаточно сложно и, что главное для технолога, долго. На основании этого был разработан графо-аналитический инструмент, позволяющий технологу в короткое время решать поставленные задачи.

«Ключи к чтению» графических зависимостей параметров оптимизации от значений факторов показаны на рис. 1. Работа с графическим инструментом позволяет решать две задачи – прямую и обратную. Решение прямой задачи заключается в определении величины значений факторов для достижения необходимой величины параметра оптимизации (рис. 1, *a*). В свою очередь, решение обратной задачи позволяет прогнозировать получение параметра оптимизации, если уже заданы конкретные значения факторов (рис. 1, δ).

После проведения вычислений генеральный массив полученных данных (416 единиц) был сгруппирован по четырем факторам в четыре таблицы. Построение графических зависимостей показало, что при совмещении количества однородных данных в одном графическом поле (по рис. 1, a и δ) плотность линий настолько высока, что целесообразнее сформировать 24 графических поля, сгруппировав данные для каждого из шести параметров оптимизации по каждому из четырех факторов.

В качестве примера работы графо-аналитического инструмента на рис. 2 приведено поле зависимости параметра Y_3 – «вид бочки у заготовки в конце осадки» от всех четырех факторов. Например, решая задачу о получении прямой бочки, необходимо задать $\varepsilon_{\rm к.б.}$ (степень деформации заготовки по высоте в конце осадки коническими бойками) = 35 %, $\varepsilon_{\rm сумм.}$ (суммарная степень деформации заготовки по высоте в конце осадки сначала коническими, а затем плоскими бойками) = 50 %, $D_{\rm прп}/D_0 = 0.7$, а H_0/D_0 выбирать любым в пределах 1,0 ÷ 3,5 (рис. 2, *a*) ($D_{\rm прп}$ – диаметр плоской рабочей



Рис. 1. Графическое поле зависимостей:

a – параметра оптимизации Y_i ($i = 1 \div 6$) от факторов X_i ($j = 1 \div 4$); δ – параметров оптимизации Y_i ($i = 1 \div 6$) от факторов X_i ($j = 1 \div 4$)



Рис. 2. Отклик параметра оптимизации Y_3 – «вид бочки у заготовок в конце осадки» на действие факторов: $a - - \varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $\varepsilon_{сумм} = 35$ %; $D_{npn}/D_0 = 0,4$; $- \varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $\varepsilon_{сумм} = 60$ %; $D_{npn}/D_0 = 1,0$; $- \varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $\varepsilon_{сумM} = 60$ %; $D_{npn}/D_0 = 0,7$; $- \varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $\varepsilon_{сумM} = 35$ %; $D_{npn}/D_0 = 0,7$; $\delta - - H_0/D_0 = 1,5$; $\varepsilon_{сумM} = 35$ %; $D_{npn}/D_0 = 0,4$; $- - H_0/D_0 = 3,0$; $\varepsilon_{сумM} = 60$ %; $D_{npn}/D_0 = 1,0$; $- H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{сумM} = 60$ %; $D_{npn}/D_0 = 0,7$; $- - H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{сумM} = 35$ %; $D_{npn}/D_0 = 0,7$; $\epsilon - - - H_0/D_0 = 1,5$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $D_{npn}/D_0 = 0,7$; $- - H_0/D_0 = 3,0$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $D_{npn}/D_0 = 1,0$; $\epsilon - - - H_0/D_0 = 1,5$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $D_{npn}/D_0 = 0,7$; $- - H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $D_{npn}/D_0 = 1,0$; $\epsilon - - - H_0/D_0 = 1,5$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $E_{сумM} = 35$ %; $- - H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $\varepsilon_{сумM} = 60$ %; $- - H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $\varepsilon_{суMM} = 35$ %; $- - H_0/D_0 = 3,0$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $\varepsilon_{суMM} = 60$ %; $- - H_0/D_0 = 1,5$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $\varepsilon_{суMM} = 35$ %; $- - H_0/D_0 = 3,0$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $\varepsilon_{суMM} = 60$ %; $- - H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $\varepsilon_{суMM} = 60$ %; $- - H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $\varepsilon_{cyMM} = 60$ %; $- - H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 25$ %; $\varepsilon_{cyMM} = 60$ %; $- - H_0/D_0 = 2,25$; $\varepsilon_{k,\bar{6}} = 50$ %; $\varepsilon_{cyMM} = 35$ %

площадки; D_0 – начальный диаметр заготовки; H_0 – начальная высота заготовки). Или для получения «двойной бочки» необходимо задать $H_0/D_0 = 1,5$, $\varepsilon_{\text{к.б.}} = 25$ %, $D_{\text{прп}}/D_0 = 0,4$, $\varepsilon_{\text{сумм.}}$ до 35 % (рис. 2, г).

После исследования данных параметров были даны рекомендации по управлению ими. Для получения максимальной величины накопленной деформации необходимо применять заготовки с соотношением размеров $H_0/D_0 = 1,0$ и задавать большие обжатия коническими бойками (50 %) для получения максимальной величины накопленной деформации и большие суммарные обжатия (60 %). Для получения прямой бочки при осадке заготовок с соотношением размеров H_0/D_0 от 1,0 до 3,5 задавать величину обжатия коническими бойками до 50 % при величине суммарного обжатия от 25 до 70 %. С целью уменьшения

относительной глубины зоны затрудненной деформации следует воспользоваться «высокими» заготовками, суммарные обжатия задавать небольшими (35 %).

По результатам анализа графических зависимостей установленная адекватность математических моделей позволила расширить области определения каждого фактора путем экстраполяции графических зависимостей в обе стороны от границ области.

Соотношение исходных размеров заготовок существенно влияет на глубину зоны затрудненной деформации: с увеличением H_0/D_0 от 1,0 до 3,5 глубина зоны затрудненной деформации уменьшается в 1,5 – 1,8 раза для «высоких» заготовок.

При больших суммарных обжатиях (60 %) получается и большая глубина зоны затрудненной деформации. Степень обжатия коническими бойками заметное влияние на максимальную величину накопленной деформации оказывает лишь при небольшой суммарной степени обжатия. При большом суммарном обжатии (60 %) максимальная величина накопленной деформации остается высокой и практически не меняется при варьировании трех других факторов.

Макродеформационный эффект действия конических бойков выражается в возможности регулировать глубину зоны затрудненной деформации в пределах от 25 до 50 % от высоты заготовки.

Относительная величина плоской рабочей площадки конического бойка оказывает значительное влияние на

регулирование величины зоны затрудненной деформации на торце осаженной заготовки в пределах от 42 до 70 %.

Применяя на практике разработанный графо-аналитический инструмент, технологи ОАО «Русполимет» рассчитывают четыре технологических параметра при осадке заготовок для получения колец.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Тюрин В.А, Батяев Д.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 3. С. 8 – 10.

> © 2013 г. В.А. Тюрин, И.В. Ларионов, Д.В. Батяев Поступила 8 апреля 2013 г.

УДК 620.1+539.2

Г.Л. Колмогоров, Т.В. Чернова, Е.М. Аверьянова, М.В. Снигирева

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

ОПТИМАЛЬНАЯ ГЕОМЕТРИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ВОЛОЧИЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Аннотация. Предложена методика определения оптимальной геометрии волочильного инструмента, обеспечивающая минимальные значения напряжения волочения. Методика учитывает наличие калибрующего пояска волоки. Для стандартных волок предложена оптимальная вытяжка.

Ключевые слова: волочение, волочильный инструмент, оптимизация, оптимальная геометрия.

THE OPTIMAL GEOMETRY OF TECHNOLOGY DRAWING TOOL

Abstract. A method of determining the optimum geometry of the drawing tool that provides the minimum value of the voltage drawing. Method takes into account the presence of the sizing belt dies. For standard fiber offered the optimal extractor.

Keywords: draw, drawing tool, optimization, optimal geometry.

При обработке металлов давлением широкое применение находит процесс волочения, заключающийся в протягивании заготовки через конический технологический инструмент (рис. 1). При этом сечение про-



Рис. 1. Схема процесса волочения

тягиваемой заготовки принимает форму и размеры минимального сечения технологического инструмента. Наиболее широкое применение данный процесс нашел при производстве проволоки и прутков, имеющих поперечное сечение в форме круга [1].

Как и любой процесс обработки металлов давлением, процесс волочения характеризуется определенной энергоемкостью, снижение которой является актуальной задачей. Энергосиловые параметры при волочении определяются главным образом геометрией волочильного инструмента, основными характеристиками при этом являются угол наклона образующей волочильного инструмента к оси волочения $\alpha_{\rm B}$ и длина калибрующего пояска l_K . Оптимизация этих параметров позволяет обеспечить минимальные значения напряжения волочения, что приводит к снижению энергопотребления, уменьшению вероятности обрыва переднего конца заготовки, повышению единичных обжатий и стойкости волочильного инструмента.

Одним из основных параметров, характеризующих процесс волочения, является также коэффициент вытяжки

$$\lambda = F_0 / F_1 = d_0^2 / d_1^2 , \qquad (1)$$

где F_0 и F_1 – площадь сечения до и после прохода соответственно; d_0 и d_1 – диаметр заготовки начальный и после прохода волочения.

При выполнении технологических расчетов для определения напряжения волочения наибольшей известностью пользуется формула И.Л. Перлина [1]

$$\sigma_{\text{вол}} = \ln \frac{F_0}{F_1} \left[\sigma_{TC} + f \operatorname{ctga}_n (\sigma_{TC} - \sigma_0) \right] + \sigma_0, \qquad (2)$$

где σ_{TC} – усредненное по зоне деформации сопротивление деформации протягиваемого металла; f – коэффициент внешнего трения между обрабатываемым металлом и волочильным инструментом; α_n – приведенный угол волоки, учитывающий наличие калибрующего пояска (tg α_n = 0,65tg α_n); σ_0 – напряжение противонатяжения.

Определенным недостатком формулы (2) является то, что она не позволяет определить оптимальный угол волоки, поскольку не учитывает дополнительную деформацию сдвига при входе в волочильный инструмент и выходе из него. В качестве степени деформации при этом принимается $\ln F_0/F_1 = \ln \lambda$.

В работе [2] предложена уточненная методика определения степени деформации при волочении, учитывающая дополнительные деформации сдвига на входе в волоку и выходе из нее

$$\varepsilon_{\rm cp} = \ln \lambda + \frac{4}{3\sqrt{3}} \operatorname{tg} \alpha_{\scriptscriptstyle \rm B}.$$
 (3)

С учетом формулы (3) в работе [2] предложена усовершенствованная формула (2) для определения напряжения волочения

$$\sigma_{\text{вол}} = \left(\ln \lambda + \frac{4}{3\sqrt{3}} \operatorname{tg} \alpha_{\text{в}} \right) \times \\ \times \left[\sigma_{TC} + f \operatorname{ctg} \alpha_n (\sigma_{TC} - \sigma_0) \right] + \sigma_0.$$
 (4)

В формулу (4) входит приведенный угол волоки, который определяется длиной калибрующего пояска волоки. Из геометрических соотношений рис. 1 следует

$$tg\alpha_n = \frac{tg\alpha_{\rm B}}{1+\bar{l}_{\rm K}},\tag{5}$$

где $l_K = l_K / l_p$ – относительная длина калибрующего пояска волоки.

Соотношению (5) соответствует

$$\operatorname{ctg}\alpha_n = \frac{1 + \bar{l}_K}{\operatorname{tg}\alpha_{\scriptscriptstyle B}}.$$
 (6)

С учетом соотношения (6) напряжение волочения оказывается равным

$$\sigma_{\text{вол}} = \left(\ln \lambda + \frac{4}{3\sqrt{3}} \operatorname{tga}_{\text{B}} \right) \times \\ \times \left[\sigma_{TC} + f \frac{1 + \bar{l}_{K}}{\operatorname{tga}_{\text{B}}} (\sigma_{TC} - \sigma_{0}) \right] + \sigma_{0}.$$
(7)

В отличие от формулы (2) формула (7) позволяет определить оптимальные углы конусности волочильного инструмента из условия минимума напряжения волочения, которое записывается в виде

$$\frac{\partial \sigma_{\rm BOII}}{\partial tg \alpha_{\rm B}} = 0. \tag{8}$$

Продифференцировав выражение (7) согласно условию (8), после преобразований и упрощений получим уравнение для определения оптимального значения угла конусности инструмента

$$tg\alpha_{B}^{OIIT} = 1,414 \sqrt{f \ln \lambda \left(1 - \frac{\sigma_{0}}{\sigma_{s}}\right) \left(1 + \overline{l_{K}}\right)}$$
(9)

и соответственно

$$\alpha_{\rm\scriptscriptstyle B}^{\rm\scriptscriptstyle OITT} = \arctan\left[1, 414 \sqrt{f \ln \lambda \left(1 - \frac{\sigma_0}{\sigma_s}\right) \left(1 + \overline{l_K}\right)}\right]. \quad (10)$$

Следует отметить, что при отсутствии противонатяжения ($\sigma_0 = 0$), что характерно для большинства случаев, оптимальный угол не зависит от сопротивления деформации и определяется соотношением

$$\alpha_{\rm B}^{\rm OHT} = \arctan\left[1, 414\sqrt{f \ln \lambda \left(1 + \overline{l_K}\right)}\right]. \tag{11}$$

На рис. 2 приведены расчетные значения оптимальных углов волочильного инструмента, из которого следует, что с увеличением вытяжки оптимальные углы возрастают. Увеличение коэффициента трения также приводит к увеличению оптимальных углов. Аналогич-



Рис. 2. Значения оптимальных углов технологического инструмента:

при f = 0,05: $I - \overline{l_K} = 0,01$; $2 - \overline{l_K} = 10$; при f = 0,1: $3 - \overline{l_K} = 0,01$; $4 - \overline{l_K} = 10$ но влияние длины калибрующего пояска, т. е. с увеличением \bar{l}_{K} значения оптимальных углов возрастают.

Геометрия волочильного инструмента стандартизирована, поэтому для стандартных углов могут быть рекомендованы оптимальные значения коэффициента вытяжки, обеспечивающие минимальное напряжение волочения. Разрешая соотношение (10) относительно λ , получим оптимальную вытяжку

$$\lambda^{\text{опт}} = \exp\left(0,5\frac{\text{tg}^2\alpha_{\text{B}}}{f\left(1-\sigma_0/\sigma_{TC}\right)\left(1+\overline{l_K}\right)}\right).$$
(12)

Выводы. В работе предложена методика определения оптимальных углов волочильного инструмента,

УДК 669.15-194:621.771-413

учитывающая наличие калибрующего пояска волоки и обеспечивающая минимальное значение напряжения волочения. Для стандартных волок с фиксированным углом конусности волоки предложена формула для определения оптимальной вытяжки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1972. 448 с.
- **2.** Колмогоров Г.Л. Гидродинамическая смазка при обработке металлов давлением. – М.: Металлургия, 1986. – 168 с.

© 2013 г. Г.Л. Колмогоров, Т.В. Чернова, Е.М. Аверьянова, М.В. Снигирева Поступила 25 декабря 2012 г.

А.Б. Максимов

Керченский государственный морской технологический университет

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИН В ТРУБАХ ИЗ НЕОДНОРОДНОГО МАТЕРИАЛА

Аннотация. Распространение трещин в термически армированном листовом прокате имеет ряд особенностей и освещено в литературе недостаточно полно. Термически армированный листовой прокат является примером неоднородного материала. В данной работе моделировалось разрушение трубы под действием внутреннего избыточного давления из неоднородного материала. Рассмотрен характер разрушения частных случаев неоднородного материала. Установлены некоторые закономерности разрушения неоднородных материалов, подтверждающие его волновую природу. Предложены схемы армирования листового материала, обеспечивающие минимизацию последствий разрушения.

Ключевые слова: неоднородный материал, длина трещины, ветвление трещины, отклонение трещины, разрушение, труба, напряженное состояние.

PROPAGATION OF CRACKS IN THE PIPES OF THE INHOMOGENEOUS MATERIAL

Abstract. Crack propagation in thermally reinforced rolled sheet has a number of features and highlighted in the literature sufficiently. Heat-reinforced sheet metal is an example of an inhomogeneous material. In this study simulated the destruction of the pipe under internal pressure of the non-homogeneous material. Considered special cases of the fracture behavior of heterogeneous material. Some regularities of the destruction of heterogeneous materials, confirming its wave nature. Schemes of reinforcing sheet material to ensure the minimization of the consequences of failure.

Keywords: heterogeneous material, the length of the crack, the crack branching, crack deflection, demolition, pipe, tensity.

Исследовано распространение трещин на моделях труб, изготовленных из неоднородного материала. Установлены некоторые закономерности разрушения труб из такого материала под действием избыточного внутреннего давления.

Исследования по изучению распространения трещин под действием приложенных нагрузок в материалах с однородной структурой широко представлены в литературе [1, 2]. В ряде работ [3, 4] теоретически и экспериментально установлено различие в характере распространения трещин в гетерофазных материалах. Как известно [5], характер разрушения в значительной мере зависит от напряженно-деформированного состояния, т.е. от условий эксплуатации изделия. В действительности не всегда условия испытания материала соответствуют эксплуатационному напряженнодеформированному состоянию конструкции или изделия. Поэтому целесообразно исследование свойств металла проводить при напряженно-деформированном состоянии, соответствующем эксплуатационному.

В работах [3, 4, 6] предложен термически армированный толстолистовой прокат для изготовления, например, труб большого диаметра для магистральных газо- и нефтепроводов. В литературе отсутствуют сведения, касающиеся механизма разрушения труб, изготовленных из термически армированного листа. Термически армированный лист можно рассматривать как пример неоднородного материала.

Целью настоящей работы является изучение характера распространения трещин в трубах из неоднородного материала, находящихся под действием внутреннего избыточного давления.

Моделирование условий эксплуатации труб диам. 1200 – 1400 мм и длиной 8 м, находящихся под действием внутреннего избыточного давления, проводили на модели в масштабе 1:10.

Модель трубы изготавливали из бумаги с поверхностной плотностью 160 мг/см². Для предотвращения пропускания воздуха через бумагу к внутренней части модели трубы прикрепляли полиэтиленовую пленку толщиной 150 мкм. Имитация термического армирования толстолистового проката осуществлялась путем обработки алкидно-уретановым лаком локальных областей бумажной заготовки (развертки) трубы. Области представляли полосы шириной 30 мм, наклоненные к образующей цилиндрической поверхности трубы на углы 25° (II схема), 45° (III схема), 65° (IV схема), 90° (V схема). Расстояние между полосами составляло 45 мм. Это соответствует рекомендации [6], что площадь упрочненных областей должна быть порядка 25 % всей площади листа. Для сравнения испытывалась модель без упрочненных областей (I схема).

Механические свойства чистой бумаги и пропитанной лаком определялись на растяжение с определением временного сопротивления разрыву. Прочность бумаги, пропитанной лаком, превышала прочность чистой бумаги в 1,4 – 1,5 раза. Это соответствует отношению аналогичных характеристик упрочненных и неупрочненных областей для термически армированного листа из низколегированных сталей.

Из листов бумаги, обработанных по схемам I – V, изготавливали модель трубы. В трубу нагнетался сжатый воздух до давления 0,07 МПа. При этом давлении происходило разрушение модели. По каждой схеме обработки материала испытывали до пяти моделей.

Испытание модели трубы по схеме I (из однородного материала) показало, что разрушение сопровождается практически прямолинейным распространением трещины вдоль образующей цилиндрической поверхности (рис. 1). Ветвление трещины отсутствует. Длина трещины совпадала с длиной модели трубы, т.е. модель разрушалась полностью.

На рис. 2. представлены фотографии трещин на моделях по схемам II – V обработки материала.

Трещины образуются в неупрочненной области материала. Поэтому разрушение модели происходит при одинаковом внутреннем избыточном давлении (0,07 МПа) для всех пяти схем. Затем трещина пересекает одну упрочненную область (иногда две) и происходит ее ветвление. При ветвлении магистральная трещина разделяется на две вторичные, которые движутся независимо друг от друга. Причем разветвленные трещины распространяются по разные стороны от направления распространения магистральной. Вероятность ветвления магистральной трещины составляет более 0,9. Приэтом между направлением вторичной трещины и направлением магистральной всегда образуется острый угол.

Одна из вторичных трещин имеет тенденцию к распространению вдоль границы раздела упрочненной и неупрочненной областей с возможным ее пересечением. Исключением является схема II (упрочненные полосы расположены перпендикулярно образующей цилиндра трубы). В этом случае вторичные трещины распространяются почти симметрично направлению распространения магистральной трещины.

Другая из вторичных трещин может пересечь упрочненную область под углом, близким к 90°, несколько раз.

Различие в характере распространения вторичных трещин обусловлено геометрическим фактором: для схем III – V одна вторичная трещина подходит к упрочненной области под углом менее 40°, а другая – под углом, близким к 90°.

В подавляющем большинстве случаев ветвление трещины происходит в неупрочненной области после прохождения первой (иногда второй) упрочненной. Характерным является то, что вторичная трещина пересекает упрочненную область с меньшим отклонением, чем неупрочненную. Более того, в ряде случаев вторичная трещина может распространяться в неупрочненной полосе не пересекая следующую упрочненную. На завершающей стадии распространения угол между направлением каждой вторичной трещины и направлением магистральной приближается к 90°, т.е. процесс разрушения проходит в направлении, близком к перпендикулярному распространению магистральной трещины.

Общее для схем II – V является то, что происходит разрушение только части модели трубы.

В таблице представлены значения геометрических характеристик разрушения модели при исследованных схемах нанесения упрочненных областей.

Коэффициент γ, определяемый по соотношению (1), может характеризовать степень отклонения вторичных трещин от направления магистральной:

$$\gamma = l/l_0,\tag{1}$$

где l – общая длина трещин (трещины); l_0 – длина разрушенной части модели.



Рис. 1. Распространение трещины в модели из однородного материала: → направление длины трубы



Рис. 2. Распространение трещины в модели из неоднородного материала: *a* − по схеме II; *б* − по схеме III; *в* − по схеме IV; *г* − по схеме V → направление длины трубы; //// – области упрочнения

Чем более эффективно происходит отклонение вторичных трещин, тем меньше коэффициент *γ*.

Из данных таблицы видно, что при любом угле между направлением упрочненной полосы и длиной трубы происходит отклонение вторичных трещин от направления магистральной. Наиболее эффективно отклоняются вторичные трещины при наклоне упрочненных полос под углом 45° к направлению длины трубы (схема III). При этом коэффициент $\gamma = 0,51$, т.е. наименьший по сравнению с другими схемами.

Коэффициент β, определяемый по соотношению (2), характеризует эффективность торможения движения трещины:

$$\beta = l/L_0, \tag{2}$$

Значения характеристик разрушения моделей при различных схемах

Характеристика	I	П	Ш	IV	V
разрушения	1	11	111	1 V	•
α, °	_	25	45	65	90
γ _{cp}	1	0,59	0,51	0,60	0,70
β _{cp}	1	0,37	0,19	0,52	0,48

где l – длина трещины в моделях по схемам II – V; L_0 – длина трещины в необработанном материале (схема I).

Чем меньше длина трещины (*l*) в модели из материала, обработанного по схемам II – V относительно длины трещины в модели из необработанного материала, тем эффективнее торможение трещин. Поэтому чем меньше β, тем эффективнее действие схемы упрочнения.

По этому критерию также наиболее действенной является схема III, так как коэффициент $\beta = 0,19$, т.е. наименьший.

Поскольку в реальной трубе большого диаметра отношение толщины к диаметру стенки меньше 0,05, то такую трубу можно считать тонким цилиндром [7]. Поэтому в стенке трубы, находящейся под действием внутреннего избыточного давления, создается плоское напряженное состояние и действуют два напряжения: σ_m – меридиальное и σ_t – окружное, при этом $\sigma_m = 2\sigma_t$.

Трещина в материале распространяется под действием на нее максимальных растягивающих напряжений. Поэтому в трубе трещина будет распространяться под действием меридиального напряжения, т.е. в направлении длины трубы. Это справедливо для однородного материала и иллюстрируется на рис. 1 (схема I).

Экспериментальные данные показывают, что наличие упрочненных полос изменяет направление движения трещин. Однако наличие упрочненных полос не изменяет напряженное состояние трубы. Работа распространения трещины в упрочненной области материала больше, чем в неупрочненной. Поскольку трещине предпочтительнее распространяться по пути, где сопротивление ее движению наименьшее, то она движется в неупрочненной области. По-видимому, когда трещина подходит к первой упрочненной полосе, скорость ее уже приближена к максимальной. Вследствие этого, инерционность трещины велика и это не позволяет изменить ее направление. Ветвление свидетельствует, что магистральная трещина движется с максимальной скоростью и находится в нестабильном состоянии [1]. Тот факт, что ветвление магистральной трещины происходит только после пересечения упрочненной области, по-видимому связано с появлением нестабильного состояния при пересечении границ раздела. Образованные после ветвления вторичные трещины распространяются с меньшими скоростями, чем магистральная трещина. Поэтому инерционность вторичных трещин уменьшается и распространение их может происходить в тех областях материала, где работа распространения меньше.

Из рассмотренного анализа движения трещин можно предположить, что при ее скорости, приближенной к максимально возможной, в данном материале доминирующим фактором влияния на траекторию движения трещины является схема напряженного состояния, т.е. направление наибольших растягивающих напряжений определяет траекторию движения трещины. При снижении скорости движения трещины фактором, определяющим траекторию ее движения, является минимум работы распространения.

На основании полученных данных разработан способ упрочнения листового проката [8].

Выводы. Пересечение магистральной трещиной области упрочнения инициирует ее ветвление. Вторичные трещины характеризуются отклонением от направления магистральной трещины и меньшей скоростью распространения. Эти факторы способствуют торможению трещин и уменьшению длины разрушенной части изделия. Наиболее эффективно тормозят трещину упрочненные полосы, расположенные под углом 45° к направлению длины трубы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. М.: Металлургия, 1977. 360 с.
- 2. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 456 с.
- 3. Максимов А.Б. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2007. № 2. С. 39–42.
- Максимов А.Б. // Вопросы материаловедения. 2010. № 3. С. 40-44.
- Хол Дж. У., Кихара Х., Зут В., Уэллс А.А. Хрупкое разрушение сварных конструкций. Пер. с анг. – М.: Машиностроение, 1974. – 320 с.
- А.с. 1452846 СССР. Способ упрочнения листового проката / Ф.Е. Долженков, В.П. Следнев, М.С. Подгайский и др. // Бюл. изобретений. 1989. № 3.
- Дарков А.В., Шпиро Г.С. Сопротивление материалов. – М.: Высшая школа, 1989. – 654 с.
- Пат. 75518. Украина. Спосіб зміцнення листового прокату/ А.Б. Максимов// Бюл. изобретений. 2006. № 4.

© 2013 г. *А.Б. Максимов* Поступила 12 февраля 2013 г.

УДК 669.01:669.162

А.К Зайцев, С.А. Макеев, В.С. Валавин, Ю.В. Похвиснев

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ДИССОЦИАЦИЯ ГЕМАТИТА ПРИ РАСТВОРЕНИИ В ШЛАКЕ*

Аннотация. Рассмотрена диссоциация гематита (Fe₂O₃) в шлаковом расплаве применительно к жидкофазным технологиям получения чугуна. Проведено термодинамическое моделирование и экспериментальное изучение возможности диссоциации гематита при его растворении в шлаке. Показано, что при температурах процессов жидкофазного восстановления железа (1400 – 1450 °C) возможна лишь частичная диссоциация гематита. Степень диссоциации увеличивается с ростом температуры и уменьшением общего содержания железа в шлаке.

Ключевые слова: жидкофазное восстановление, гематит, двух- и трехвалентное железо, степень диссоциации, термодинамическое моделирование.

HEMATITE DISSOCIATION ON DISSOLVING IN SLAG

Abstract. The dissociation of hematite (Fe_2O_3) in liquid slag was considered in the context of smelting reduction technologies of iron production. Thermodynamic simulation and experimental investigations were carried out for studying the opportunity of hematite dissociation on dissolving in slag. There was shown that only partly hematite dissociation is possible at the temperature of smelting reduction (1400 – 1450 °C). The degree of dissociation is increased with growth of the temperature and decrease of general iron content in slag.

Keywords: smelting reduction, hematite, two- and trivalent iron, degree of dissociation, thermodynamic simulation.

Для практики жидкофазных технологий получения чугуна, в частности процесса Ромелт [1], важно валентное состояние железа в шлаке. Особое значение этот вопрос приобретает при переработке гематитовых, лимонитовых и других руд, содержащих, в основном, трехвалентное железо (Fe³⁺). По сложившимся представлениям [1] жидкофазное восстановление железа из шлака осуществляется углеродом, и конечной стадией процесса является восстановление двухвалентного (Fe²⁺) железа из (FeO). При использовании железорудного сырья, содержащего трехвалентное железо, в шлаке может появляться заметное количество (Fe₂O₃). Это может существенно сказываться на процессах восстановления железа из шлака и формирования чугуна в шлаковой ванне.

Уменьшение концентрации трехвалентного железа в шлаке возможно при разложении (диссоциации) Fe₂O₃. Разложение чистого гематита на магнетит и кислород идет по реакции

$$6Fe_2O_3 = 4Fe_3O_4 + O_2.$$
(1)

При полной диссоциации по реакции (1) доля двухвалентного железа составит 33,3 %. По правилу фаз Гиббса равновесие (1) является нонвариантным. Согласно фазовой диаграмме Fe–O при атмосферном давлении реакция (1) возможна лишь при температурах выше 1457 °C [2]. Константа равновесия K_p реакции (1) равна парциальному давлению кислорода P_{Ω_2} . Расчет с использованием банка термодинамических данных ИВТАНТЕРМО [3] для реакции (1) при условии $K_{\rm p} = P_{\rm O_2} = 1$ дает практически совпадающее значение 1451 °C. При понижении парциального давления кислорода разрешенная температура реакции (1) снижается. Например, при атмосферном давлении: на воздухе ($P_{\rm O_2} = 0.21$ атм) – до 1377 °C, а при содержании кислорода 1 % – до 1250 °C.

При растворении гематита в шлаке термодинамика диссоциации меняется и в шлаковом растворе одновременно могут присутствовать Fe_2O_3 и FeO:

$$2(Fe_2O_3) = 4(FeO) + O_2.$$
 (2)

Целью работы было проведение термодинамического моделирования и экспериментальное изучение возможности частичной диссоциации гематита при его растворении в шлаке применительно к условиям процесса Ромелт.

Выражение для константы равновесия *K*_р реакции (2) имеет вид:

$$K_{\rm P} = \frac{P_{\rm O_2} a_{\rm (FeO)}^4}{a_{\rm (Fe_2O_3)}^2} = \frac{P_{\rm O_2} X_{\rm (FeO)}^4 \gamma_{\rm (FeO)}^4}{X_{\rm (Fe_2O_3)}^2 \gamma_{\rm (Fe_2O_3)}^2},$$
(3)

где P_{O_2} – парциальное давление кислорода; $a_{(FeO)}$ и $a_{(Fe_{2}O_3)}$ – активности в шлаковом расплаве (растворе) оксидов двух- и трехвалентного железа FeO и Fe₂O₃ соответственно; $X_{(FeO)}$ и $X_{(Fe_2O_3)}$ – мольные доли FeO и Fe₂O₃ в шлаке соответственно; $\gamma_{(FeO)}$ и $\gamma_{(Fe_2O_3)}$ – коэффициенты активности FeO и Fe₂O₃ в шлаке соответственно.

^{*} Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №12-08-00022-а.

Термодинамическое моделирование (ТДМ) диссоциации гематита при его растворении в шлаке выполнено с использованием программного комплекса ИВТАНТЕРМО [3]. Основой ТДМ являются расчеты равновесных составов реагирующей смеси. Для этого необходимо задать исходный состав системы (число молей элементов или соединений), провести выбор возможных соединений и конденсированных фаз (самостоятельная фаза или компонент раствора), задать значения термодинамических параметров, определяющих условия равновесия (в рассматриваемом случае давление и температура). Все эти параметры должны адекватно отражать физико-химическую модель процесса.

При растворении в шлаке диссоциация гематита по реакции (2) происходит в объеме расплава. В этом случае равновесие (2) не зависит от состава газовой фазы над расплавом и, пренебрегая гидростатическим давлением, значение P_{O_2} определяется внешним атмосферным давлением (для процесса Ромелт – 1 атм) и избыточным давлением $P_{\mu_{35}}$ в газовом пузырьке выделяющегося кислорода. Величина $P_{\mu_{35}}$ зависит от поверхностного натяжения шлака σ и диаметра пузырька *d* по формуле Лапласа $P_{\mu_{35}} = 4\sigma/d$. Взяв для оценки значение $\sigma = 0,5$ H/м, получим, что при диаметре ~20 мкм давление в пузырьке будет 2 атм ($P_{\mu_{35}} = 1$ атм).

При ТДМ процесса (2) необходимо учитывать нахождение FeO и Fe₂O₃ в шлаковом растворе. Моделирование проведено при допущении, что все компоненты шлака образуют идеальный (совершенный) раствор ($\gamma_{(FeO)} = \gamma_{(Fe_2O_3)} = 1$). В этом случае выражение для K_p реакции (2) приобретет вид:

$$K_{\rm P} = \frac{P_{\rm O_2} X_{\rm (FeO)}^4}{X_{\rm (Fe,O_2)}^2}.$$
 (4)

Кроме того, в модели идеального раствора равновесные значения $X_{(FeO)}$ и $X_{(Fe_2O_3)}$ не зависят от состава базовых компонентов шлака. По сути дела они являются «нейтральным» растворителем для FeO и Fe₂O₃, поэтому их можно заменить любым соединением, которое не взаимодействует с оксидами железа. Таким шлакообразующим веществом выбрано SiO₂, при этом из возможных веществ равновесной системы с элементным составом Fe–O–Si были исключены все другие соединения кремния, что и обеспечивало «нейтральность» SiO₂.

Общее содержание железа в шлаке ($Fe_{oбщ}$), которое задавали числом молей Fe_2O_3 , было одним из параметров ТДМ. Состав шлаков Ромелт [1] по базовым компонентам, % (по массе): $40 - 45 \text{ SiO}_2$, 35 - 40 CaO, $10 - 15 \text{ Al}_2O_3$, 5 - 10 MgO, что соответствует примерно 1,7 моль всех компонентов на 100 г шлака. При стационарной работе печи Ромелт величина ($Fe_{oбщ}$) составляет 2 - 5%. Для моделирования выбраны значения ($Fe_{oбщ}$) 1, 3 и 9%. Исходя из этого, вычислены числа молей Fe_2O_3 и SiO₂ для определения исходного состава: 0,5

и 99,5; 1,6 и 98,4; 5,2 и 94,8. Таким образом, исходный состав задавали в числах молей Fe_2O_3 и SiO_2 , а равновесный состав рассчитывался для систем, включающих только O_2 , SiO_2 , FeO и Fe_2O_3 , причем три последних соединения находятся в одной фазе – идеальном растворе.

Расчеты выполнены в интервале 1400 – 1500 °С. При этих температурах Fe_2O_3 находится в твердом состоянии (температура плавления 1539 °С), поэтому для проведения ТДМ были экстраполированы термодинамические данные базы ИВТАНТЕРМО для жидкого гематита. Для (FeO) использованы данные вюстита (температура плавления 1377 °С) со стехиометрией FeO. При таком выборе термодинамических данных константа равновесия реакции (2) возрастает с увеличением температуры и при 1400, 1450 и 1500 °С значения IgK_p составляют –5,44, –4,98 и –4,55 соответственно.

Результаты ТДМ представлены на рисунке в виде зависимостей доли двухвалентного железа (Fe²⁺) от температуры. Расчеты показывают, что при растворении гематита в шлаке возможна его частичная диссоциация в рабочем интервале температур жидкофазных технологий получения чугуна. При этом степень диссоциации гематита по реакции (2) тем больше, чем выше температура и меньше общее содержание железа в шлаке (Fe_{общ}). Учет повышенного давления в газовом пузырьке приводит к снижению доли (Fe²⁺).

Полученные результаты объясняются зависимостями, вытекающими из выражения (4) для константы равновесия реакции (2) в модели идеального раствора.



Зависимости доли двухвалентного (Fe²⁺) железа в шлаке от температуры при различных давлениях и концентрациях общего железа (Fe_{обш}): $I - (Fe_{общ}) = 1 \%, P = 1 \text{ атм}; 2 - (Fe_{общ}) = 3 \%, P = 1 \text{ атм}; 3 - (Fe_{общ}) = 9 \%, P = 1 \text{ атм}; 4 - (Fe_{общ}) = 3 \%, P = 2 \text{ атм}; 5 - (Fe_{общ}) = 3 \%, P = 4 \text{ атм}; 6 - экспериментальные значения$ $при (Fe_{общ}) <math>\approx 3 \%, P = 1 \text{ атм}$

Величина $X_{(FeO)}$ увеличивается с ростом температуры из-за увеличения значений K_p . Рост P_{O_2} , наоборот, приводит к снижению $X_{(FeO)}$. Мольные доли $X_{(FeO)}$ и $X_{(FeO)}$, входят в выражение (4) в разных степенях, причем показатель степени для $X_{(FeO)}$ в два раза больше, поэтому при прочих равных условиях снижение (Fe_{общ}) должно приводить к увеличению $X_{(FeO)}$ и $X_{(FeO)}$ и $X_{(FeO)}$ меньше 1).

водить к увеличению $X_{(FeO)}$ ($X_{(FeO)}$ и $X_{(FeO)}^{OUIL}$ меньше 1). Из общего выражения (3) для константы равновесия реакции (2) следует зависимость $X_{(FeO)}$ от состава шлака, который определяет значения $\gamma_{(FeO)}$ и $\gamma_{(Fe2O_3)}$. Известно, что оксид трехвалентного железа обладает амфотерными свойствами. В частности это проявляется в образовании солей (ферратов) при сплавлении Fe₂O₃ с оксидами и карбонатами щелочных металлов [4]. С учетом этого при увеличении основности шлака коэффициент активности $\gamma_{(Fe2O_3)}$ будет снижаться, и согласно уравнению (3) при прочих равных условиях (температура, содержание Fe_{общ}) диссоциация Fe₂O₃ в основных шлаках затрудняется.

Проведенное ТДМ диссоциации гематита при его растворении в шлаке отражает общие закономерности процесса, но расчетные характеристики носят качественный характер. Прежде всего, это обусловлено использованием модели идеального раствора без учета фактических значений активностей Fe_2O_3 и FeO в шлаке, а также неопределенностью размера газовых пузырьков и, следовательно, величины давления. Таким образом, расчетные количественные характеристики ТДМ являются относительными и требуют экспериментальной проверки.

Наиболее полное и всестороннее исследование вопроса соотношения (Fe²⁺) и (Fe³⁺) в шлаках проведено в классической работе Ларсена и Чипмана [5], хотя авторы и ограничились экспериментами только при одной температуре 1550 °C. Равновесные значения доли трехвалентного железа определены после выдержки образцов шлаков в потоке атмосфер с разной величиной P_{O_2} (по мере снижения): воздух, CO₂, две смеси CO₂–CO с отношениями CO₂/CO, равными 11,4 и 2,5. Для системы CaO–SiO₂ использованы три базовых шлака с мольными отношениями основности $B = CaO/SiO_2$, равными 0,54; 1,306; 2,235. Навеску базового шлака и смеси оксидов Fe₂O₃ и FeO общей массой 1 г выдерживали в платиновом тигле 1,5 – 2,0 ч. Закаленный образец анализировали на (Fe_{обш}) и (Fe²⁺) или (Fe³⁺).

Вне зависимости от основности шлака доля (Fe²⁺) заметно растет при уменьшении P_{O_2} и для любой атмосферы при понижении *B*. Статистически достоверные данные получены при общем содержании железа более 10 моль. %, а для меньших концентраций (Fe_{общ}) проведены лишь единичные опыты в шлаках со значениями B = 0,54 и 1,306. Тем не менее, можно отметить, что снижение (Fe_{общ}) в этой области приводит к увеличению доли (Fe²⁺). В атмосфере воздуха при (Fe_{общ}) менее 10 моль. % (наиболее близкие к ТДМ условия) доля двухвалентного железа (Fe²⁺) в шлаке с основностью 1,306 составляет около 20 %, а в кислом шлаке с B = 0,54 – примерно 40 %.

В работе [6] определены мольные доли $X_{(FeO)}$ и $X_{(Fe_2O_3)}$ при равновесии шлаков системы CaO-SiO₂ разной основности с воздушной атмосферой при температурах 1400, 1500 и 1600 °С. Модельные шлаки готовили, смешивая чистые оксиды Fe₂O₃, CaO и SiO₂. Навески смесей массой 20 г переплавляли в платиновых тиглях и выдерживали для достижения равновесия на воздухе 2 ч. После закалки в воде шлаки подвергали химическому анализу. В большинстве опытов значения (Fe_{общ}) были на уровне около 20 % и только три опыта при 1600 °С проведены с (Fe_{обш}) ≈ 2 %.

Анализ данных [6] позволяет отметить, что при любой основности шлака доля двухвалентного железа (Fe²⁺) увеличивается с ростом температуры, а при постоянной температуре, как и по данным работы [5], при уменьшении основности шлака. Например, при основности $B \approx 1,0$ и Fe_{общ} ≈ 20 % доли (Fe²⁺) при 1400, 1500 и 1600 °С составляют примерно 13, 18 и 26 % соответственно, т.е. наблюдается почти двукратное увеличение доли (Fe²⁺). Аналогичный рост доли двухвалентного железа наблюдается для шлаков с $B \approx 0.8$ и Fe_{обш} ≈ 17 %, а также при $B \approx 1,6$ и Fe_{общ} ≈ 22 %. Увеличение доли (Fe²⁺) при снижении В в этих шлаках также существенно для всех температур. При 1400 °С получены значения 7, 13 и 17 % для шлаков с величиной В, в равной 1.6, 1.0 и 0.8 соответственно. Авторы объясняют такую зависимость амфотерным характером оксида Fe₂O₂.

Что касается зависимости доли (Fe²⁺) от общего содержания железа в шлаке, то из данных работ [6] она может быть проанализирована только при $B \approx 1,0$ и 1600 °C. В этих условиях не наблюдается явной зависимости, и доля (Fe²⁺) составляет примерно 24 % в шлаках со значениями (Fe_{общ}) 2,2, 11,3, 20,0 и 27,2 %.

Данные работ [5, 6] в целом согласуются с результатами ТДМ. Однако они не являются полностью адекватными условиям диссоциации гематита при растворении в шлаках, характерных для процессов жидкофазного восстановления железа. Целью работ [5, 6] было получение данных для последующего расчета активностей $a_{(FeO)}$ и $a_{(Fe_2O_3)}$ применительно к сталеплавильным процессам [6, 7]. Эта направленность предопределила выбор условий экспериментов: высокие значения температуры и содержания (Fe_{обш}) и, главное, достижение равновесия шлаков с газовой фазой.

Целью экспериментальной части работы было подтверждение результатов ТДМ о возможности диссоциации гематита непосредственно при его растворении в шлаковом расплаве. При этом не ставилась задача получения равновесных значений концентраций (Fe³⁺) и (Fe²⁺), которые, безусловно, зависят и от состава газовой фазы, поэтому время опытов минимизировали.

Последовательность экспериментальных операций сводилась к следующему:

- нагрев синтетического безжелезистого шлака до заданной температуры;
- сброс навески гематитовой руды на поверхность расплава;
- растворение гематита при перемешивании системы;
- охлаждение полученного шлака;
- анализ пробы шлака на общее (Fe_{общ}) и двухвалентное (Fe²⁺) железо.

В работе использована печь Таммана с графитовым нагревателем и вертикальной цилиндрической шахтой, которая позволяет работать с открытым верхом. В холодной печи размещали рабочий корундовый тигель с навеской синтетического безжелезистого шлака массой 30,0 г (во всех опытах). Все рабочие тигли имели одинаковую геометрическую форму и размеры: диаметр донной части ~2,5 см, диаметр верхней части ~4 см, высота ~6 см.

Печь нагревали и доводили температуру шлака до заданной (1400, 1450, 1500 °C). Температуру измеряли вольфрам-рениевой термопарой с помощью потенциометра КСП-4. Термопара находилась внутри стержня мешалки из муллитовой соломки длиной ~50 см, вставленной в защитный корундовый колпачок диам. 8 мм и длиной ~10 см. Погрешность измерения и поддержания температуры составляла ±10 °C.

Синтетический безжелезистый шлак во всех опытах имел одинаковый состав, % (по массе): 39 SiO₂; 34 CaO; 15 Al₂O₃; 12 MgO. Отметим, что такой состав весьма типичен по содержанию базовых компонентов в шлаках процесса Ромелт. Шлак получен сплавлением порошков оксидов кремния, алюминия, магния, кальция марки «Ч» в корундовых тиглях.

В работе использована гематитовая руда, которая по данным химического анализа является гематитом технической чистоты: 96 % Fe_2O_3 и 0,2 % FeO. Содержание основных примесей, % (по массе): 1,0 SiO₂; 0,85 Al₂O₃; 0,3 MnO; 0,2 CaO; 0,1 MgO; 1,9 % п.п.п. Перед проведением опытов все образцы руды прокаливали на воздухе при 900 °C.

Большинство опытов проведено при сбрасывании одного кусочка руды размером 5 – 7 мм. Масса навески руды определялась из расчета получения концентрации (Fe_{общ}) 1, 3 или 9 %. После сброса частица сразу утапливалась и удерживалась в расплаве мешалкой. С учетом общих закономерностей кинетики гетерогенных процессов, помимо перемешивания, растворению гематита в шлаке должно способствовать уменьшение размера частиц. Поэтому в контрольных опытах использовали навеску руды фракции – 2+1 мм и не проводили замешивания частиц в шлак после их сбрасывания.

После растворения навески руды тщательно перемешивали весь объем шлака и отключали печь. Время опытов от момента сброса навески руды до затвердевания шлака обычно не превышало 10 мин. Все шлаки имели аморфную стекловидную структуру, их окраска менялась от зеленой при $Fe_{obm} = 1$ % до почти черной при $Fe_{obm} = 9$ %.

Пробу застывшего шлака анализировали на общее (Fe_{общ}) и двухвалентное (Fe²⁺) железо. Концентрацию трехвалентного железа (Fe³⁺) получали по разнице (Fe_{общ}) и (Fe²⁺). Все анализы проведены в аналитическом сертификационном центре АСИЦ ВИМС. Для определения (Fe_{общ}) и (Fe²⁺) применялись фотометрический и титрометрический методы анализа.

Доминирующим компонентом атмосферы печи Таммана является оксид углерода СО, поэтому в двух «холостых» опытах были изучены поведение руды и возможность диссоциации гематита по реакции (1) в условиях атмосферы печи. Образцы руды, аналогичные тем, которые использовались в экспериментах по растворению в шлаке, сбрасывали в пустые корундовые тигли при 1380 °С (опыт I) и 1450 °С (опыт II), выдерживали 10 мин и охлаждали с печью. Отметим, что из-за восстановительной атмосферы печи и, следовательно, малости парциального давления кислорода реакция (1) термодинамически возможна при обеих температурах. Анализ образцов методом ядерной гамма-резонансной спектроскопии показал, что после опыта I доля образовавшегося магнетита Fe₃O₄ составила менее 6 %, а после опыта II она, хотя и возрастает до 65 %, но полной диссоциации не происходит. Таким образом, в условиях проведенных опытов диссоциация гематита в куске руды ограничивается кинетикой процесса.

Приступая к изложению и анализу основных результатов, следует отметить, что при замешивании в шлак кусочков руды всегда наблюдалось выделение пузырьков газа. При большой массе навески руды в опыте с расчетным значением Fe_{общ} = 9 % это даже привело к образованию слоя пены на поверхности. Эти явления можно объяснить выделением кислорода по реакции (2). Развитие этого процесса подтверждается и результатами химического анализа конечных шлаков (см. таблицу), при этом воспроизводятся и общие закономерности ТДМ.

При концентрации (Fe_{общ}) около 3 % доля двухвалентного железа (Fe²⁺) закономерно увеличивается с ростом температуры от 6 % при 1400 °C и 11 % при 1450 °C до 18 % при 1500 °C. При температуре 1450 °C доля (Fe²⁺) монотонно увеличивается с понижением общей концентрации железа в шлаке от 5 % при Fe_{общ} = 8,6 % до 11 % при Fe_{общ} = 3,0 % и 15 % при Fe_{общ} = 1,1 %. Однако все эти значения заметно меньше доли двухвалентного железа (Fe²⁺) в магнетите Fe₃O₄ (33,3 %). Даже после дополнительного переплава шлака опыта № 4 с выдержкой 15 мин при температуре около 1600 °C доля (Fe²⁺) составила 23 % (опыт № 6). Все это указывает, что при растворении гематита в шлаке соотношение между (Fe²⁺) и (Fe³⁺) определяется равновесием реакции (2).

В опытах № 7 и 8, проведенных без замешивания руды в шлак, доля (Fe²⁺) несколько больше, чем в опытах с аналогичными параметрами и замешиванием частиц. Это можно объяснить предварительной диссоциацией

	Пара		Результаты анализа шлака						
Номер	Pacuer (Fe) %	T °C	Размер и способ	Коғ	щентрация	I, %	Доля Fe, %		
опыта	1 исчет (1 с _{общ}), 70	1, C	внедрения частиц	(Fe _{общ})	(Fe ²⁺)	(Fe ³⁺)	(Fe ²⁺)	(Fe ³⁺)	
1	3	1400	+5 мм замешивание	3,16	0,19	2,97	6,0	94,0	
2	3	1450	+5 мм замешивание	3,03	0,34	2,69	11,2	88,8	
3	3	1500	+5 мм замешивание	2,77	0,51	2,25	18,4	81,2	
4	1	1450	+5 мм замешивание	1,08	0,155	0,92	14,6	85,5	
5	9	1450	+5 мм замешивание	8,55	0,44	8,11	5,2	94,8	
6	1	1600	переплав № 4	0,99	0,23	0,75	23,2	75,8	
7	3	1500	-2 +1 мм сброс	2,88	0,53	2,35	18,4	81,6	
8	3	1500	+5 мм сброс	3,03	0,78	2,25	25,9	74,1	

Результаты опытов по растворению гематита в шлаке

по реакции (1) в атмосфере печи до растворения в шлаке, аналогичной «холостым» опытам I и II. При сбросе навесок в опытах № 7 и 8, частицы руды удерживались на поверхности шлаковой настыли, возникающей из-за охлаждения и сгущения шлака в месте контакта. Самопроизвольное растворение без перемешивания шлака всех частиц в опыте № 7 наблюдалось через 2 мин, а в опыте № 8 с крупной частицей – через 3,5 мин.

Выводы. Термодинамическое моделирование и эксперименты показывают, что при температурах процессов жидкофазного восстановления железа (1400 – 1450 °C) возможна лишь частичная диссоциация гематита при его растворении в шлаке. Степень диссоциации увеличивается с ростом температуры и уменьшением общего содержания железа в шлаке, но доля двухвалентного железа (Fe²⁺) меньше значения для магнетита (33,3 %). Дополнительная выдержка расплава не приводит к существенному увеличению концентрации (Fe²⁺).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Процесс Ромелт / Под ред. В. А. Роменца. М.: Издательский дом «Руда и Металлы», 2005. – 400 с.
- 2. Binary alloy phase diagram. 2-nd ed. / Ed. T. B. Massalski. Ohio: Materials park, ASM International. 1990. Vol. 1.
- Иориш В.С., Белов Г.В., Юнгман В.С. Программный комплекс ИВТАНТЕРМО для Windows и его использование в прикладных термодинамических расчетах. – М.: Препринт № 8-415. Объединенный институт высоких температур РАН. 1998. – 56 с.
- **4.** Реми Г. Курс неорганической химии. Т. 2. М.: Мир, 1974. 775 с.
- 5. Larson H., Chipman J. // AIME Transactions. 1953. Vol. 197. P. 1089 – 1096.
- Kurka P., Kupcak J., Lesko J. // Chemical Papers. 1989. Vol. 43. No 5. P. 633 – 641.
- Larson H., Chipman J. // AIME Transactions. 1954. Vol. 200. P. 759 – 762.

© 2013 г. А.К. Зайцев, С.А. Макеев, В.С. Валавин, Ю.В. Похвиснев Поступила 25 мая 2013 г. УДК 620.14.018.44

В.А. Скуднов, Н.В. Редькина

Нижегородский государственный технический университет

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА ПРИ ПЕРВИЧНОЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ (ЗАКАЛКЕ) ДЛЯ СПЛАВОВ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Аннотация. В работе выведено общее феномонологическое уравнение связи числа центров образования новых зерен в зависимости от основных физических и технологических факторов материала.

Ключевые слова: качество, новые зерна, однородная мелкозернистая структура, физические и технологические факторы.

REGULARITIES OF GRAIN REFINEMENT DURING THE INITIAL THERMAL CYCLING TREATMENT (HARDENING) FOR AUSTENITIC CLASS OF ALLOYS

Abstract. In work the general is deduced phenomologic equation of communication of number of the centres of formation of new grains depending on the cores physical and material technology factors.

Keywords: the quality, the new grains, homogeneous fine-grained structure, physical and technology factors.

Современное приборостроение и машиностроение диктуют жесткие условия к качеству выпускаемой продукции, однако существующая технология термической обработки не позволяет получать продукцию высокого качества. Весьма перспективной в этом плане является термоциклическая обработка (ТЦО), главное преимущество которой заключается в возможности получения мелкой однородной структуры [1], приводящей к улучшению качества изделий за счет повышения механических свойств путем повышения прочности и пластичности. Термоциклическая обработка сплавов аустенитного класса происходит без фазовых превращений, в которых накапливается высокий уровень скрытой энергии наклепа за счет термонаклепа. Процесс образования новых зерен состоит из двух стадий – зарождения новых центров зерен и их роста.

Цель работы – получить теоретическое уравнение, связывающее число центров образования зародышей новых зерен с теплофизическими параметрами процесса: температурой нагрева, скоростью нагрева, уровнем скрытой энергии термонаклепа и др.

Представим, что число новых зерен ΔN в первом цикле при нагреве складывается из возможного увеличения их числа ΔN_1 и уменьшения их числа ΔN_2 за счет самоорганизации их структуры:

$$\Delta N_{\text{общ.число центров рекр}} = \Delta N_1 + \Delta N_2, \qquad (1)$$

где ΔN_1 – появление числа центров зарождения вследствие нагрева; ΔN_2 – уменьшение их числа вследствие снижения температуры.

$$\Delta N_{\rm l} = \alpha N \Delta \tau = \alpha N \Delta T / V_{\rm Harp}, \qquad (2)$$

где N – текущее число зародышей центров новых зерен; α – коэффициент пропорциональности, зависящий от сущности процесса, определяемого исходным состоянием структуры, скоростью диффузии и зависящей от градиентов концентрации напряжений и градиента температур; ΔT – перепад температур при нагреве; $\Delta \tau = \Delta T/V_{\text{нагр}}$ – время, в течение которого происходит зарождение новых зерен, так как $V_{\text{нагр}} = \Delta T/\Delta \tau$ – скорость процесса нагрева.

Величина ΔN_2 в уравнении (1), определяющая уменьшение числа центров зарождения новых зерен вследствие снижения температуры за счет поглощения энергии, затрачиваемой на процесс рекристаллизации, может быть представлена в виде:

$$\Delta N_2 = -\beta N \Delta T, \tag{3}$$

где β – коэффициент пропорциональности, зависящий от сущности процесса поглощения энергии при образовании новых зерен.

При подстановки уравнений (2) и (3) в уравнение (1) получим:

$$\Delta N_{\rm kp} = \alpha N \Delta T / V_{\rm Harp} - \beta N \Delta T. \tag{4}$$

При переходе к бесконечно малым величинам при замене ΔT на dT, ΔN на dN, $\Delta \tau$ на $d\tau$ и преобразований из уравнения (4) получим

$$dN/n = (\alpha/V_{\rm Harp} - \beta)dT.$$
 (5)

Проинтегрировав уравнение (5) в пределах от N_0 до $N\!=\!N_{\rm kp}$ и от T_x до $T_{\rm pexp}$ при условии постоянства величин а, β и $V_{\rm наrp}$ получим

$$\ln(N/N_0) = (\alpha/V_{\rm harp} - \beta)(T_{\rm kp} - T_0).$$
 (6)

Поскольку ТЦО предполагает проведение нескольких циклов для измельчения зерна, то правую часть необходимо умножить на число циклов *z*, которое приводит к последовательному измельчению зерна (до некоторого предела). Поэтому уравнение (6) запишется в следующем виде:

$$\ln(N_{\rm kp}/N_0) = (\alpha/V_{\rm harp} - \beta)(T_{\rm kp} - T_0)z.$$
 (7)

Из уравнения (7) получим уравнения связи числа центров зарождения новых зерен, приводящих к получению однородной мелкозернистой структуры в зависимости от скорости нагрева и числа циклов:

$$N_{\rm kp} = N_0 \exp(\alpha/V_{\rm harp} - \beta)(T_{\rm kp} - T_0)z. \tag{8}$$

Уравнение (8) показывает, что число центров зарождения зерен, приводящих к получению мелкого зерна возрастает:

- с увеличением $\Delta T = T_{\rm kp} T_0;$
- с возрастанием скорости нагрева;

 с уменьшением коэффициента α, физический смысл которого определяется уровнем энергии активации процесса зарождения зерен, величиной концентрации напряжений на границе новых и старых зерен и факторов, влияющих на них: пористости, степени разориентировки зерен, количеством примесей и др;

– с уменьшением коэффициента β, зависящего обратно пропорционально от степени термонаклепа, состояния границ и других факторов;

 от числа циклов ТЦО (до некоторого предела, определяемого экспериментально для каждого сплава).

На основании уравнения (8) на рис. 1 показан график изменения числа центров зарождения зерен в первом цикле ТЦО от перечисленных факторов.

На рис. 2 представлена микроструктура аустенитного сплава 44НХТЮ до и после ТЦО с предельным количеством циклов, при котором происходит измельчение зерна.

Выводы. Получено общее феноменологическое уравнение связи числа центров образования новых зерен, определяющих однородность структуры и повышенные механические свойства в зависимости от основных физических и технологических факторов материала, удобное для моделирования технологического процесса ТЦО и получения оптимальных структур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. – Л.: Машиностроение, 1989. – 255 с.



Рис. 1. График изменения числа центров зарождения новых зерен в зависимости от степени переохлаждения: $I - \alpha_2, \beta_1, V_2; 2 - \alpha_1, \beta_2, V_1$ при $V_2 > V_1$



Рис. 2. Микроструктура сплава 44НХТЮ: *а* – исходная микроструктура; δ – термоциклическая закалка 910 ± 10 °C \leftrightarrow 20 °C, 3 цикла (охлаждающая среда – вода)

 Скуднов В.А. Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушении: Учеб. пособие. – Нижний Новгород: НГТУ, 2011. – 198 с.

© 2013 г. В.А. Скуднов, Н.В. Редькина Поступила 20 марта 2013 г. УДК: 669.05: 536.2: 662.613.128

А.М. Гришин, В.К. Симонов, И.С. Щеглова

Национальная металлургическая академия Украины

О НЕСООТВЕТСТВИИ КИНЕТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИМ ПРЕДПОСЫЛКАМ РЕАКЦИЙ ГАЗИФИКАЦИИ УГЛЕРОДА Н,О И СО,

- Аннотация. Представлены результаты исследований газификации углеродистых материалов CO₂, H₂O и их смесью. Установлены скоростные преимущества паровой газификации перед углекислотной. Такой результат, не согласующийся с термодинамическими возможностями процесса выше ~1073 К, объяснен закономерностями диффузионного газообмена и особенностями адсорбционно-химических взаимодействий в ходе указанных гетерогенных реакций. Установлено, что скорость газификации C_{тв} смесью CO₂ – H₂O превосходит сумму скоростей раздельно проведенных реакций. Эта неаддитивность результатов определяется дополнительным вовлечением окислительного потенциала CO₂ в газификацию C_{тв} через посредничество образующегося водорода.
- *Ключевые слова*: углерод, водяной пар, диоксид углерода, газификация, скорость, термодинамические предпосылки, диффузионный газообмен, адсорбционно-химические взаимодействия.

ABOUT DISPARITY OF KINETIC CONFORMITIES TO LAW TO THERMODYNAMICS PRECONDITIONS OF REACTIONS OF CARBON GASIFICATION BY H,O AND CO₂

Abstract. Results of researches of carbon materials gasification by CO_2 , H_2O and their mixture are presented Speed advantages of steam gasification are set in comparison with carbon-dioxide one. Such result is not concordant with thermodynamics possibilities of process at temperatures higher ~1073 K and can be explained by conformities to law of diffusive interchange of gases and features of adsorption-chemical co-operations during indicated heterogeneous reactions. It is set that speed of C_{solid} – gasification by mixture of CO_2 – H_2O excels the sum of speeds of reactions separately carried out. This nonadditivity of results is determined by additional engaging of CO_2 – oxidizing potential in C_{solid} – gasification through mediation of appearing hydrogen.

Keywords: carbon, water vapor, carbon dioxide, gasification rate thermodynamic prerequisites diffusion gas adsorption and chemical interactions.

Окислительная газификация углеродистых материалов с участием CO₂, H₂O и их смесей не только открывает возможность получения энергетических и технологических газов. Она служит неотъемлемым, а зачастую и ведущим звеном в процессах извлечения ряда металлов из руд, в частности при углетермическом и комплексном (газово-углетермическом) восстановлении железа, хрома и др. Этим определяется интерес к изучению указанного процесса. Однако о скоростном соотношении реакций углекислотной и паровой газификации С_{тв} мнение неоднозначно [1, 2].

Результаты прежних [3, 4] и настоящих исследований авторов однозначно свидетельствуют в пользу последней из вышеуказанных реакций. Это иллюстрируется экспериментальными данными, графически представленными на рис. 1, *а*. Дополнительным аргументом могут служить результаты опытов, показавших, что частичная замена CO₂ водяным паром не замедляет, а существенно интенсифицирует процесс (рис. 1, δ). Однако нельзя не отметить факт несоответствия установленных кинетических закономерностей термодинамическим предпосылкам газификации C_{тв} диоксидом углерода и водяным паром. Действительно, чуть выше 1073 К преимущество в сродстве к кислороду переходит от CO к H₂. Изменение свободной энергии в реакциях

$$C + CO_2 = 2CO \tag{1}$$

$$C + H_2O = H_2 + CO^*$$
 (2)

указывает на предпочтительность первой из них. Термодинамические соотношения, полученные на базе сведений [5], иллюстрируются рис. 2.

Устранить противоречия между термодинамическими предпосылками и экспериментальными данными позволяет учет особенностей течения гетерогенных реакций (1) и (2). Прежде всего следует иметь ввиду, что коэффициент свободной диффузии $D_{\rm H_2/H_2O}$ в несколько раз превосходит $D_{\rm CO/CO_2}$ [6]. Поэтому внешний, меж- и внутричастичный газообмен в достаточно крупных порах в системе H₂-H₂O протекает быстрее, чем в системе СО-СО₂. Преимущества более легких газов (H₂, H₂O) сохраняются в смесях сложного состава с участием моно- и диоксида углерода. В тонких порах частиц шихты, на которые распространяются законы кнудсеновского молекулярного течения, каждый из газов перемещается независимо от других. При этом коэффициент диффузии D_и обратно пропорционален корню квадратному из молекулярной массы газа. Следовательно при

^{*} Выше 1173 К равновесная концентрация СО₂ пренебрежимо мала.



Рис.1. Кинетика газификации различных углеродистых материалов при 1273 К: $a - CO_2 (1 - 4), H_2O (5 - 8); \delta$ – диоксидом углерода (1, 4) водяным паром (5, 8) и смесью 70 % CO₂ + 30 % H₂O (9, 10). 1, 5, 9 – графит; 2, 6 – металлургический кокс; 3, 7 – пиролигнин; 4, 8, 10 – древесный уголь



Рис. 2. Температурная зависимость изменения свободной энергии $(\Delta G_{\rm O})$ в реакциях : $I - {\rm H_2} + 1/2{\rm O_2} = {\rm H_2O}; 2 - {\rm CO} + 1/2{\rm O_2} = {\rm CO_2};$ $3 - {\rm C} + {\rm H_2O} = {\rm CO} + {\rm H_2}; 4 - {\rm C} + {\rm CO_2} = 2{\rm CO}$

любом механизме диф
фузии транспорт $\rm H_2-H_2O$ осуществляется наиболее быстро.

Подробного рассмотрения требуют особенности течения адсорбционно-химических взаимодействий СО, и Н₂О с твердым углеродистым материалом. Первичным актом этих взаимодействий является адсорбция молекул окислителей на поверхности С_{тв}. Развитие ее при температурах, исключающих химическое реагирование, изучено авторами газохроматографическим методом. Экспериментальные данные, как показала проверка, наиболее адекватно описываются уравнением изотермы Ленгмюра $\Gamma_i = a_i P / (1 + a_i P)$ с коэффициентом корреляции $y \ge 0.9$, где Γ_i – значение адсорбции газов на поверхности углеродистых материалов; L_i – коэффициент адсорбции газов; Р – парциальное давление газа. Результаты измерений с дифференциацией на обратимую адсорбцию Г^{об} и необратимую Г^н (или хемосорбцию) приведены в табл. 1.

Из сопоставления экспериментальных данных следует, что суммарная адсорбция ($\Gamma^{o6} + \Gamma^{\text{H}}$) и необратимая

Таблица 1

	Окисли-	Xanakten	Предельное значение	Адсорбция $\Gamma^{i} \cdot 10^{6}$ моль/г при P , кПа $a \cdot 10^{4}$, Па ⁻¹ 102030405000,35780,00780,01240,01540,01750,01910,0,58471,2211,7852,1082,3192,4672,3,0100,0780,0890,0930,0960,0970,2,8152,452,822,973,053,1032,1224,134,925,265,445,565	a					
Вид С _{тв}	тель	адсорбции	адсорбции Г _∞ ·10 ⁶ , моль/г		10	20	30	40	50	60
Графит СО ₂ Н ₂ О	необр.	0,0297	0,3578	0,0078	0,0124	0,0154	0,0175	0,0191	0,020	
	CO_2	обрат.	3,311	0,5847	1,221	1,785	2,108	2,319	2,467	2,576
	H ₂ O	необр.	0,1038	3,010	0,078	0,089	0,093	0,096	0,097	0,098
		обрат.	3,323	2,815	2,45	2,82	2,97	3,05	3,10	3,14
Древесный СО ₂	CO	необр.	6,083	2,122	4,13	4,92	5,26	5,44	5,56	5,64
	002	обрат.	53,107	2,061	35,76	42,74	45,71	47,36	48,41	49,13
	ЦО	необр.	16,12	1,049	8,304	10,984	12,308	13,098	13,622	13,996
	H ₂ O	обрат.	89,18	3,061	67,219	76,658	80,422	82,446	83,710	84,575

Различные виды адсорбции СО, и Н₂О на поверхности графита и древесного угля при 573 К

доля ее существенно выше в атмосфере водяного пара. Хемосорбция молекул CO_2 и H_2O при весьма невысокой температуре исследований должна быть связана с ярко выраженными акцепторными свойствами этих молекул, проявлению которых благоприятствует наличие коллективизированных π -электронов в кристаллической решетке $C_{\rm тв}$. Заметим, что большее сродство к электрону молекул H_2O ранее зафиксировано авторами при определении проводимости Fe_2O_3 - α (n – полупроводника) в атмосфере водяного пара и диоксида углерода [7]. Результаты этих исследований приведены в табл. 2.

Закономерности адсорбционно-химических взаимодействий в ходе паровой и углекислотной газификации С_{тв} были изучены путем измерения скорости поверхностных реакций. Эти измерения выполнены методом импульсной газовой хроматографии, что позволило исключить влияние диффузионного газообмена на результаты исследования. Полученные данные отражены в табл. 3.

Представленные результаты исследований свидетельствуют о значительных преимуществах паровой газификации С_{тв} в сравнении с углекислотной. Эти преимущества возрастают с подъемом температуры. Таким образом, более высокие скорости реакции (2) относительно реакции (1) определяются совокупностью диффузионных и адсорбционно-химических процессов. Механизм реализации последних можно описать, опираясь на представления, развитые авторами [8, 9].

Таблица 2

Температурная зависимость электропроводности Fe₂O₃-α в атмосфере различных газов

Атмосфера	$\sigma,$ МОм ⁻¹ ·м ⁻¹ ·10 ⁻² при температуре, К								
Атмосфера	573	593	613	633	653	673	693		
Ar	1,19	2,13	4,08	5,24	7,81	12,34	15,03		
$Ar + 4\% H_2O$	1,01	1,82	2,86	4,35	6,59	11,30	14,10		
$Ar + 4\% CO_2$	1,12	1,85	2,94	4,55	6,87	11,63	14,72		

Г	а	б	Л	И	Ц	а	3

Скорость поверхностных реакций взаимодействия CO₂ и H₂O с C_{тв}

Вид С _{тв}	Темпера- тура, К	Реакцион- ный газ	Скорость газификации С _{тв} , %/с
E 1	1002	CO ₂	0,044
	1225	H ₂ O	0,110
трафит	1072	CO ₂	0,060
	1275	H ₂ O	0,206
	1002	CO ₂	0,308
Дре- весный уголь	1225	H ₂ O	0,605
	1272	CO ₂	0,431
	1275	H ₂ O	1,460

66

Схема такого механизма выглядит следующим образом. Обе гетерогенные реакции, (1) и (2), начинаются с образования поверхностных адсорбционных комплексов:

$$C_n + CO_2 = C_n(O)_{adc}(CO)_{adc}, \qquad (3)$$

$$C_n + H_2 O = C_n (O)_{adc} (H_2)_{adc}.$$
 (4)

Как было отмечено выше, образованию водородуглеродных комплексов принадлежат определенные преимущества. Они возрастают за счет большого различия в энергии химических связей в молекулах H_2O и CO_2 . Она составляет 467,60 и 707,79 кДж/моль в связях O-H и C = O соответственно [10]. Следующий этап газификации $C_{_{TB}}$ включает десорбцию CO и H_2 , что не связано с разрушением структуры углеродистого материала и не требует больших энергетических затрат:

$$C_n(O)_{adc}(CO)_{adc} = C_n(O)_{adc} + CO;$$
(5)

$$C_n(O)_{adc}(H_2)_{adc} = C_n(O)_{adc} + H_2.$$
 (6)

Заключительный этап обеих рассматриваемых реакций поставлен в идентичные условия – он требует существенных энергетических затрат, так как связан с изъятием атомов С из кристаллической решетки углерода:

$$C_n(O)_{adc} = C_{n-1} + CO.$$
⁽⁷⁾

Следовательно, повышенные скорости адсорбционно-химических взаимодействий в реакции (2) связаны главным образом с условиями развития первого этапа окислительной газификации С_{тв}.

Существенный интерес представляет изучение особенностей газификации углеродистых материалов с участием смесей CO₂-H₂O. Результаты некоторых исследований, выполненных авторами, отражены на рис. 3.

Сопоставление экспериментальных данных свидетельствует о том, что сумма скоростей газификации углерода CO₂ и H₂O, осуществленной каждым из окислителей самостоятельно, уступает скорости процесса в потоке смеси этих газов. В основе такой неаддитивности результатов лежат следующие причины.

Выше ~1073 К сродство H₂ к кислороду больше, чем у СО (см. рис. 2). В совокупности с высокой концентрацией диоксида углерода в газовой фазе это обеспечивает течение реакции

$$CO_2 + H_2 = CO + H_2O.$$
 (8)

Регенерируемый водяной пар интенсифицирует газификацию $C_{_{TB}}$, обеспечивая неаддитивность результатов процесса с раздельной и совместной подачей в реактор CO₂ и H₂O. В газификации углерода его диоксид участвует не только прямо, но и косвенно, так как окислительный потенциал CO₂ дополнительно



Рис. 3. Кинетика газификации графита (1 - 4) и древесного угля (5 - 8) смесями 70 % CO₂ + 30 % Ar (1, 5), 30 % H₂O + 70 % Ar (2, 6) и 70 % CO₂ + 30 % H₂O (3, 7) при 1273 К. Суммарный результат газификации С_{тв} первой и второй смесью (4, 8).

используется через посредничество водорода по реакции (8).

Выводы. Представленные результаты исследований раскрывают причины несоответствия между термодинамическими возможностями и реальным соотноше-

нием скоростей гетерогенных реакций (1) и (2). Преимущества последней определяются более интенсивным развитием диффузионного газообмена и адсорбционнохимических взаимодействий с участием H₂O-H₂.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Гольдштейн Н.Л. Водород в доменном процессе. М.: Металлургия, 1971. 208 с.
- Некрасов З.И., Москалина Н.Ф. // Сталь. 1962. № 9. С. 773 – 776.
- Симонов В.К., Руденко Л.Н., Гришин А.М. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1994. № 11. С.6 – 8.
- 4. Гришин А.М., Симонов В.К., Власенко В.Н. //Новини науки Придніпров'я. 2010. Май. С. 129–131.
- 5. Казачков Е.А. Расчеты по теории металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.
- Богданди Л., Энгель Г.-Ю. Восстановление железных руд. Пер. с нем. –М.: Металлургия, 1971. – 519 с.
- 7. Симонов В.К., Островский В.М. // Теория и практика металлургии. 1998. № 2. С. 25 27.
- 8. Ростовцев С.Т. Теория металлургических процессов. М.: Металлургиздат, 1956. – 515 с.
- Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. І. – Свердловск: Металлургиздат, 1962. – 671с.
- Гюльмалиев А.М., Головин Г.С., Гладун Т.Г. Теоретические основы химии угля. – М.: МГорУ, 2003. – 536 с.

© 2013 г. А.М. Гришин, В.К. Симонов, И.С. Щеглова Поступила 20 марта 2013 г. УДК 669: 532.516.13

Н.И. Захаров, А.А. Троянский

Донецкий национальный технический университет

О КОМПЬЮТЕРНОМ МОДЕЛИРОВАНИИ МАССОПЕРЕНОСА ВОДОРОДА В ЖИДКОЙ ВАННЕ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НА МЕТАЛЛ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКОГО ПОЛЯ

Аннотация. Проблема постановки граничного условия для уравнения конвективной диффузии водорода в жидком металле при комплексном воздействии на него вакуума, продувки инертным газом и электростатического поля докритических напряженностей решена введением в классическую форму записи закона «квадратного корня» Сивертса степени ионизации атомов водорода в расплаве. Количественная и качественная экспериментальная проверка разработанной аналитической зависимости подтверждает его правильность.

ABOUT COMPUTER SIMULATION OF MASS TRANSFER HYDROGEN INTO THE LIQUID BATH UNDER THE INFLUENCE OF THE ELECTROSTATIC FIELD ON THE METAL

Annomaцua. The problem of setting the boundary condition for the convection diffusion equation of hydrogen in liquid metal under the complex effect of vacuum, the inert gas purging and subcritical electric field on it is solved by the establishment of Sieverts' law of the "square root" of hydrogen atoms' degree of ionization in melting in its classic form of notation.

Научно-исследовательские работы по использованию электростатического поля в технологии внепечного рафинирования стали от водорода начались в прошлом столетии и не прекращаются по настоящее время [1-4]. Вместе с тем вопрос о степени ионизации атомов этого газа в расплавах металлов остается открытым. Логично предположить, что при повышении температуры жидкого металла эта характеристика возрастает. Современные представления о форме нахождения водорода в расплаве металлов должны включать исторически сложившуюся концепцию электрически нейтральных атомов этого газа как частный вариант, относящийся к жидкому (легкоплавкому) металлу недостаточно высокой температуры.

При компьютерном моделировании массопереноса водорода в жидкой ванне в условиях комплексного воздействия на расплав вакуума, сосредоточенной продувки инертным газом (например, через пористую пробку, установленную в днище ковша) и электростатического поля докритических напряженностей возникает проблема постановки граничного условия для уравнения конвективной диффузии на межфазной поверхности «вакуум-металл». Классическая форма записи закона «квадратного корня» Сивертса не учитывает воздействия на зеркало расплава электростатического поля.

Одна из возможных форм записи этого закона в условиях рассматриваемого вида комплексного воздействия на жидкий металл может быть выражена соотношением:

$$C_n = K_H \sqrt{P_{\rm H_2}} \left[(1-i) + i K_E \right], \tag{1}$$

где C_n – концентрация атомов водорода на зеркале расплава; $P_{\rm H_2}$ – парциальное давление водорода в полости вакууматора; K_H – постоянная Сивертса; i – степень ионизации атомов водорода на этой межфазной поверхности; K_E – безразмерная функция, которая характеризует отношение концентрации полностью ионизированных атомов водорода на границе «вакуум–металл» (i = 1) к аналогичной характеристике при i = 0 [4].

Непосредственная экспериментальная проверка соотношения (1) затруднительна по причине сложности экспериментального определения *i*.

При косвенном подтверждении правильности этой аналитической формулы, безразмерную функцию К_г координат выбирают таким образом, чтобы при E = 0 значение $K_F = 1$ и соотношение (1) принимало классическую форму закона Сивертса. Аналогичную форму оно принимает и при i = 0. Другим критерием правильности формулы (1) является качественное экспериментальное подтверждение наличия максимума в распределении С, по зеркалу металла, следующего из характера зависимости К_F от координат. Результаты экспериментальных исследований [5] подтвердили наличие сгустков свободных зарядов на поверхности металла при его движении в электростатическом поле докритических напряженностей. Наличие этих сгустков и обусловили генерацию электрического тока при замыкании цепи.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Явойский В.И., Баталин Г.И. // Сталь. 1954. № 6. С. 5-6.
- Мюллер Э.В. // Успехи физических наук. 1962. № 37. С. 481 – 552.
- Кайбичев А.В., Лепинский Б.М. Рафинирование жидких металлов и сплавов в электрическом поле. – М.: Наука, 1983. – 120 с.

УДК 621.73

- 4. Захаров Н.И., Троцан А.И., Овдиенко А.А // Процессы литья. 2009. № 1. С. 8 11.
- Дюдкин Д.А., Захаров Н.И. «Электродинамическая индукция» тока в металле и проблема ее приложения к процессам с движением металла в электростатическом поле // Тр. Междунар. конф. «Металлургия и металлурги XXI века». – М.: МГИСиС, 2001. С. 500 – 503.

© 2013 г. *Н.И. Захаров, А.А. Троянский* Поступила 23 апреля 2013 г.

Г.А. Орлов, И.В. Смельчаков

Уральский федеральный университет

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ТРУБ

Аннотация. Предложен вариант количественной оценки технологичности холодной прокатки труб с заданным уровнем качества. Для оценки применены критерии точности, поврежденности труб, уровня возникающих при прокатке усилий, а также комплексный критерий. Приведен пример использования предложенных формул для выбора лучшей калибровки инструмента при прокатке по определенному маршруту. Предложенная методика может использоваться для оценки нескольких вариантов технологических режимов прокатки труб заданного уровня качества.

Ключевые слова: холодная прокатка труб, критерии оценки технологичности, калибровки инструмента, комплексный критерий.

THE COMPLEX MANUFACTURABILITY ANALYSIS OF COLD ROLLING OF TUBES

Abstract. The option of quantification manufacturability analysis of cold rolling of tubes with the specified quality level is offered here. The criteria of accuracy, tubes' defectiveness, level of the efforts which are made during the rolling and the complex criteria are applied for the analysis. The example of how to use the offered formulas in order to choose the best tool calibration in rolling by specific route is given here. Suggested technique can be used to analyze the several options of technological modes of tubes' rolling with the specified quality level.

Keywords: the cold rolling of tubes, the criteria of manufacturability analysis, the tool calibration, the complex criteria.

Для определения технологичности холодной прокатки труб предлагаются следующие оценки:

– коэффициент точности толщины стенки $K_s = \frac{\delta_{s1}}{2|\delta_{sH}|}$

где $\delta_{s1} = 22,26 + 0,33m - 0,035\delta_{s0} - 0,33\phi_{\kappa} + 0,0087\phi_{\kappa}\delta_{s0}$ – поперечная разностенность прокатанной трубы; δ_{s0} – поперечная разностенность заготовки %; $|\delta_{sH}|$ – допускаемые предельные отклонения по стенке, %; *m* – подача, мм; ϕ_{κ} – угол кантовки, град.;

- коэффициент точности по наружному диаметру $K_D = \frac{\varepsilon_y}{|\delta_{DH}|}$, где ε_y – упругая деформация клети и вал-

ков, мм; $|\delta_{DH}|$ – предельные отклонения по диаметру, мм;

– относительное усилие прокатки $K_P = \frac{P_{\text{max}}}{[P]}$, где P_{max} – максимальное усилие прокатки; [P] – допустимое конструкцией стана усилие;

– относительное осевое усилие $K_Q = \frac{Q_{\text{max}}/F_0}{0.85\sigma_T}$, где

 $Q_{\rm max}$ – максимальное осевое усилие; F_0 – площадь поперечного сечения заготовки; σ_T – предел текучести металла заготовки; – относительная поврежденность металла прокатанных труб $K_{\omega} = \frac{\omega_{\text{расч}}}{[\omega]}$, где $\omega_{\text{расч}}$ – рассчитанное по мето-

дике [1] значение поврежденности; [ω] – пороговое значение поврежденности по данным [2].

При значениях коэффициентов $K_i \ge 1$ прокатка с назначенными технологическими режимами нетехнологична, т.е. может привести к браку труб, либо поломке станов. Для выбора лучшего варианта, например калибровки инструмента либо режимов прокатки, предлагается использовать комплексный критерий в виде

$$K_{\Sigma} = 100 \left(1 - \frac{\sum_{i=1}^{N} K_i}{N} \right).$$

В рассмотренном случае N = 5; чем больше K_{Σ} , тем выше технологичность и качество труб.

Для комлексного критерия принята следующая шкала оценок:

 80 – 100 – очень высокая технологичность прокатки;

• 60 – 80 – высокая;

• 40 – 60 – удовлетворительная;

Методика	K _s	K _D	K_{P}	K _o	K_{ω}	K_{Σ}
МИСиС	0,92	0,50	0,20	0,31	0,09	59,4
НИТИ-НТЗ	0,92	0,60	0,24	0,28	0,14	56,4
УралНИТИ	0,92	0,56	0,23	0,35	0,12	56,4

Результаты расчета технологических критериев для оценки калибровки

• 20 – 40 – низкая;

• менее 20 – не рекомендуется холодная прокатка.

Для примера (см. таблицу) оценена технологичность прокатки труб по ГОСТ 8734-75 из стали 20 по маршруту $45 \times 4 \rightarrow 32 \times 2,1$ мм на стане ХПТ-55 с применением различных калибровок инструмента [3].

Расчеты показали, что в данном случае комплексный критерий K_{Σ} максимален при использовании методики МИСиС. Следовательно, она обладает большей технологичностью и обеспечивает прокатку труб более высокого качества.

Таким образом, разработанная методика оценки технологичности холодной прокатки труб позволяет выбрать на основе количественных оценок лучший вариант режимов прокатки и калибровки инструмента для прокатки труб требуемого качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Орлов Г.А. Моделирование показателей качества холоднодеформированных труб // Сталь. 2005. № 3. С. 70 – 73.
- Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. – М.:Металлургия, 1984. – 144 с.
- Орлов Г.А. Пути совершенствования калибровок инструмента станов холодной прокатки труб // Сталь. 2004. № 12. С. 83-85.

© 2013 г. Г.А. Орлов, И.В. Смельчаков Поступила 5 июня 2013 г.

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Деткова Т.В., Малышева Т.Я., Павлов Р.М. Исследование агломе-	
ратов Череповецкого металлургического комбината ОАО «Се-	
версталь» в интервале основности 1,0 - 3,0	3
Смагина А.В., Коровушкин В.В., Подгородецкий Г.С., Бижа-	
нов А.М., Нуштаев Д.В. Исследование механизма разруше-	
ния окатышей под действием внешних нагрузок	9
Юрьев Б.П. Изучение теплофизических свойств Соколовско-Сар-	
байских окатышей	15
Токовой О.К. Шабуров Д.В. Исследование дефекта «корж» в не-	
прерывнолитой нержавеющей аустенитной стали X181101. Сообщение 1	19
Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Толстопят А.П., Шевченко С.А.	
Закономерности инжекционной обработки чугуна вдуванием	
магния через многосопловую фурму	23
Дружинин Г.М., Самойлович Ю.А., Попов Е.В. Способы сниже-	
ния термической неоднородности массивных стальных сля-	
бов при нагреве в методических нагревательных печах	27
Дашевский В.Я, Юсфин Ю.С., Александров А.А., Леонтьев Л.И.,	
Подгородецкий Г.С., Губанов В.И. Повышение полезно-	
го использования марганца при производстве марганцевых	
ферросплавов	32
ИНЖИНИРИНГ	

В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Лезинская Е.Я., Ковалева Л.Г., Перчаник В.В., Пинчук С.И.,	
Балакин В.Ф., Тишкевич Д.Г. Влияние степени сдвиговой	
деформации при кручении на структуру стали 3	8

Никитин А.Г., Лактионов С.А., Кузнецов М.А. Положение плос-
кости максимальных касательных напряжений при разруше-
нии хрупкого куска в одновалковой дробилке 42
Трофимов В.Н., Штуца М.Г., Анищук Д.С., Есенеев А.В., Кузне-
цова Т.В. Профилирование канала биконических волок
Тюрин В.А., Ларионов И.В., Батяев Д.В. Графо-аналитический
инструмент для расчета технологических параметров про-
цесса осадки заготовок 49
Колмогоров Г.Л., Чернова Т.В., Аверьянова Е.М., Снигире-
ва М.В. Оптимальная геометрия технологического воло-
чильного инструмента 51
Максимов А.Б. Распространение трещин в трубах из неоднород-
ного материала

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Зайцев А.К., Макеев С.А., Валавин В.С., Похвиснев Ю.В. Дис-	
социация гематита при растворении в шлаке	57
Скуднов В.А., Редькина Н.В. Закономерности измельчения зерна	
при первичной термоциклической обработке (закалке) для	
сплавов аустенитного класса	62
Гришин А.М., Симонов В.К., Щеглова И.С. О несоответствии	
кинетических закономерностей термодинамическим предпо-	
сылкам реакций газификации углерода $\mathrm{H_2O}$ и $\mathrm{CO_2}$	64
КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ	

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Захаров Н.И., Троянский А.А. О компьютерном моделировании	
массопереноса водорода в жидкой ванне при воздействии на	
металл электростатического поля	68
Орлов Г.А., Смельчаков И.В. Комплексная оценка технологично-	
сти холодной прокатки труб	69

CONTENS

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Detkova T.V., Malisheva T.Ya., Pavlov R.M. Investigation of agglo-	
merates Cherepovets metallurgical plant JSC "Severstal" in the	
range of basicity $1.0 - 3.0$. 3
Smagina A.V., Korovushkin V.V., Podgorodetskiy G.S., Bizha-	
nov A.M., Nushtaev D.V. Investigation of destruction process of	
the double phased iron ore pellets under external loads	. 9
Yur'ev B.P. Study of thermophysical properties of Sokolovsk-Sarby	
pellets	15
Tokovoy O.K. Shaburov D.V. Study of "cake" defect in continuously	
cast austenic stainless steel 18Cr-10Ni-1Ti. Report 1	19
Shevchenko A.F., Manachin I.A., Tolstopyat A.P., Shevchenko S.A.	
Regularities of injection processing of hot metal by magnesium	
injection lance with a lot of nozzles	23
Druzhinin G.M., Samoilovich Yu.A., Popov E.V. Ways to reduce the	
thermal heterogeneity of massive steel slabs by heating in through	
the heating furnaces	27
Dashevskiy V.Ya, Yusfin Yu.S., Александров А.А., Leont'ev L.I.,	
Podgorodetskiy G.S., Gubanov V.I. Increasing of manganese	
beneficial use in manganese ferroalloy production	32
FEDDOUS METALLUDCV ENCIMEEDINC	
FERROUS WE FALLUKGY ENGINEERING	
Lezinskava E.Ya., Kovaleva L.G., Perchanik V.V., Pinchuk S.I.,	

Balakin V.F., Tishkevich D.G. Effect of torsion shear strain ratio	
upon steel structure	38

Nikitin A.G., Laktionov S.A., Kuznetsov M.A. Position of the plane of maximum shear stress at fracture of brittle pieces into roll	12
Trafimov VN Shtutsa MC Ahischuk DS Esanaav AV	42
Kuznetsova T.V. Profiling channel drawing tools with the chan-	
nel of two cones	45
Tyurin V.A., Larionov I.V., Batyaev D.V. Graph-analytical tool for	
calculating of process variables when workpiece is being upset	. 49
Kolmogorov G.L., Chernova T.V., Aver'yanova E.M., Snigire-	
va M.V. The optimal geometry of technology drawing tool	51
Maksimov A.B. Propagation of cracks in the pipes of the inhomoge-	
neous material	. 53
MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES	

Zaytsev A.K., Makeev S.A., Valavin V.S., Pokhvisnev Yu.V. Hematite	
dissociation on dissolving in slag	57
Skudnov V.A., Red'kina N.V. Regularities of grain refinement during	
the initial thermal cycling treatment (hardening) for austenitic	
class of alloys	62
Grishin A.M., Simonov V.K., Scheglova I.S. About disparity of kinetic	
conformities to law to thermodynamics preconditions of reactions	
of carbon gasification by H ₂ O and CO ₂	64

BRIEF COMMUNICATIONS

Zakharov N.I., Troyanskiy A.A. About computer simulation of mass	
transfer hydrogen into the liquid bath under the influence of the	
electrostatic field on the metal	68
Orlov G.A., Smel'chakov I.V. Comprehensive assessment of manufac-	
turability cold rolling tube	69

Подписано в печать 31.07.2013. Формат 60×90 ¹/₈. Бум. Офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3967.

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