

Министерство образования и науки Российской Федерации  
Магнитогорский государственный технический  
университет им. Г.И.Носова  
ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

# **ЛИТЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ**

Выпуск 10

Межрегиональный сборник научных трудов

Под редакцией В.М. Колокольцева

Магнитогорск  
2011

УДК 621.74

Редакционная коллегия:

**В.М. Колокольцев** – *гл. научный редактор*, проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВПО «МГТУ»);

**Л.Б. Долгополова** – *научный редактор*, доц., канд. техн. наук (ФГБОУ ВПО «МГТУ»);

**К.Н. Вдовин** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВПО «МГТУ»);

**Б.А. Кулаков** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВПО «ЮурГУ»);

**А.Ф. Миляев** – проф., канд. техн. наук (ФГБОУ ВПО «МГТУ»);

**Р.К. Мысик** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВПО «УГТУ-УПИ»);

**В.П. Чернов** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВПО «МГТУ»);

**Хосен Ри** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВПО «ТГТУ»)

**Литейные процессы:** межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М.Колокольцева. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2011. Вып.10. 158 с.  
ISBN 978-5-9967-0265-7

В сборнике представлены результаты теоретических, экспериментальных и промышленных научно-исследовательских работ специалистов в области литейного производства.

УДК 621.74

ISBN 978-5-9967-0265-7

© Магнитогорский государственный  
технический университет  
им. Г.И. Носова, 2011

**ВСТУПИТЕЛЬНОЕ СЛОВО  
ГЛАВНОГО НАУЧНОГО РЕДАКТОРА**

*Вниманию научной общественности представлен десятый выпуск сборника научных трудов «Литейные процессы».*

*В сборнике изложены материалы теоретических и научно-практических исследований ведущих ученых, специалистов, аспирантов и студентов в области литейного производства. В статьях рассмотрены вопросы разработки новых составов сплавов, выплавка, методы получения расплавов, технологии литейной формы, производства отливок специальными способами, моделирования литейных процессов, экономики.*

*Ректор МГТУ*

**Колокольцев В.М.**

## Раздел 1

### ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ОБРАБОТКИ ЖИДКИХ СПЛАВОВ

УДК 621.74:669.13

**И.О. Леушин, Д.Г. Чистяков**

Нижегородский государственный  
технический университет им. Р.Е. Алексеева

#### **ПРОБЛЕМА ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЧУГУНА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР И ОСНОВНЫЕ ПУТИ ЕЁ РЕШЕНИЯ**

В настоящее время российская промышленность обладает рядом особенностей, одной из которых является всё более широкое распространение деталей и агрегатов из чугунов, эксплуатация которых осуществляется при повышенных и высоких температурах в условиях воздействия переменных нагрузок и агрессивных сред [1].

Чувствительность чугуна к колебаниям высоких температур и способность сохранять высокий уровень механических характеристик как в период пребывания при повышенных температурах, так и после охлаждения являются важными звеньями общей цепи факторов, определяющими стойкость материала изделия [1,2].

Причиной разрушения конструкций и деталей из чугунов может быть множество факторов. Для практических целей основные факторы воздействия, определяющие эксплуатационные свойства чугуна при высоких температурах, можно представить в удобной форме, где они объединены в группы (рис. 1).

Внешние факторы – это те условия, которые являются трудноизменяемыми и влияют на процесс эксплуатации чугунной детали извне. Эти факторы, как правило, являются ведущими и определяющими направление совершенствования структуры чугуна. Так, в условиях агрессивных сред и повышенных температур чугуны подвергаются высокотемпературной газовой коррозии (окисле-

нию), а характер нагрева и охлаждения (скорость, цикличность) способствует образованию литейных дефектов, таких как коробление, горячие трещины [3] и др.

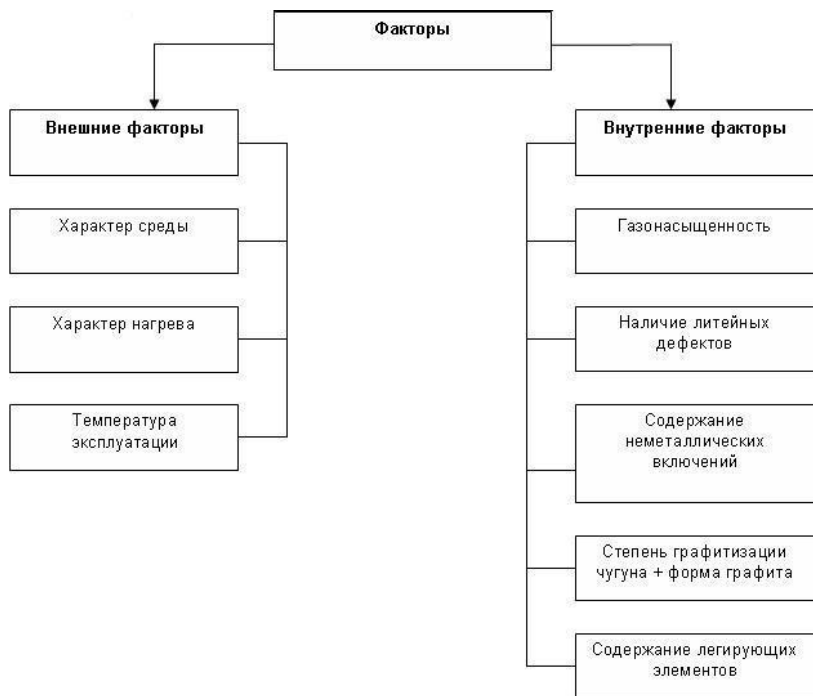


Рис. 1. Факторы, влияющие на эксплуатационные свойства чугуна при высоких температурах

Основными мероприятиями по борьбе с вредным воздействием внешних факторов являются: нанесение на рабочую поверхность чугунного изделия органических, неорганических или металлических покрытий; использование парофазных (летучих) ингибиторов и смазок; снижение относительной влажности атмосферы эксплуатации чугунной детали; придание рабочему слою изделия особых свойств (например, поверхностным легированием) [2,3].

Внутренние факторы – это те факторы, которые относятся, по большей части, к структуре и химическому составу чугуна и являются регулируемыми. По степени стойкости чугуна в услови-

я высоких температур основные структурные составляющие материала отливки можно представить в виде следующей последовательности, в зависимости от степени влияния на эксплуатационные свойства чугунной отливки: графит, фосфиды, цементит, перлит, феррит и сульфиды. Эта последовательность может быть нарушена, например, в присутствии легирующих элементов в чугуне. Графитизация чугуна одновременно с внутренним окислением нередко становятся доминирующими процессами, ведущими к катастрофическому падению эксплуатационного ресурса литой детали [4].

Низкой предрасположенности сплава к графитизации добиваются уменьшением содержания элементов, способствующих графитизации, а также связыванием углерода чугуна путём легирования в прочные карбиды, при этом исключив наличие в структуре свободного цементита [1]. Компактную форму графита обеспечивают измельчением пластинчатой формы графита, уменьшением количества пластинчатого графита, модифицированием чугуна или получением углерода, связанным в прочные карбиды. Немаловажными внутренними факторами, определяющими термостойкость чугуна, являются газонасыщенность и наличие неметаллических включений в чугунной отливке. Наличие газовых включений, нарушающих сплошность металлической основы, и активных включений, образующих нитридные и сульфидные соединения с элементами, присутствующими в чугуне, снижает эксплуатационные свойства легированного чугуна, работающего на герметичность и в условиях ударных нагрузок.

В связи с влиянием данных факторов на рабочие свойства готовых литых изделий перед современной промышленностью стоит задача повышения качества и стабильности свойств чугунов, работающих в условиях повышенных и высоких температур, с различным фазовым составом и металлической структурой, при обеспечении комплекса требуемых эксплуатационных свойств деталей и агрегатов. При этом подзадачами исследования являются:

- выбор базовой марки чугуна;
- формулировка требований к шихте;
- отбор необходимого минимума легирующих элементов;
- определение списка ограничений по вредным примесям;
- оптимизация термовременного режима плавки;
- выбор внепечной обработки расплава;
- оптимизация литейной технологии;

- выбор необходимой термической обработки литых изделий;
- формулировка необходимых требований к поверхности готовой детали.

Для получения высококачественного легированного чугуна, способного не снижать комплекс своих свойств при высоких температурах, необходимо добиться ряда эксплуатационных характеристик, представленных на рис. 2.

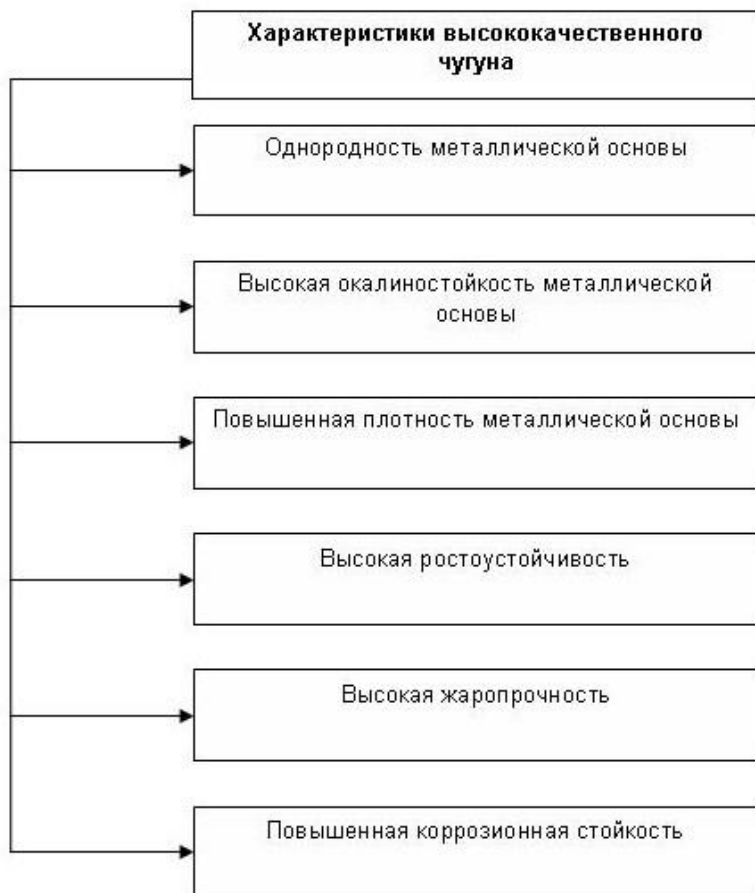


Рис. 2. Характеристики высококачественного чугуна, работающего в условиях высоких температур

Таким образом, материал чугуна, работающего при высоких температурах, должен быть однофазным, повышенной плотности, коррозионно- и окалиностойким, а также обладать достаточной жаропрочностью, чтобы противостоять напряжениям от изменения температурного градиента по толщине отливки.

Удовлетворение характеристик чугуна, представленных на рис. 2, создаёт благоприятные условия для эксплуатации чугунных отливок при высоких температурах. При этом однородность металлической основы достигается путём получения однофазной структуры металлической матрицы и устранения фазовых превращений из диапазона рабочих температур. Вообще можно сказать, что весь процесс выплавки чугунов, эксплуатируемых при температурах до 1000°C, сводится к получению однородной термостойкой структуры, исключающей наличие вюститной фазы как наиболее поддающейся воздействию агрессивных сред, способствующей образованию окалины и ухудшающей механические свойства отливки [5,6].

Высокая окалиностойкость металлической основы достигается путём такого легирования, при котором исключается граница образования в окалине вюститной фазы из диапазона температур эксплуатации литой заготовки и создаётся защитная плёнка из сложных шпинелей или чистых окислов [2,3].

Достаточной плотности металлической основы и окисных плёнок на поверхности детали или агрегата можно добиться путём совершенствования технологии выплавки, заливки и рафинирования чугуна. Литературные источники и работы Всероссийского института авиационных материалов показывают, что наряду с рафинированием сплавов в процессе выплавки и получения отливок имеется другой, не менее эффективный технологический метод повышения свойств литейных жаропрочных и окалиностойких сплавов – микролегирование (модифицирование) редкоземельными металлами: Ce, Y, La [5].

Высокая ростоустойчивость и жаропрочность чугунной отливки обеспечивается легированием её специальными элементами и проведением рациональной термической или химико-термической обработки. В практике производства чугунного литья в качестве легирующих добавок, повышающих комплекс свойств сплава при высоких температурах, используют такие элементы, как Cr, Si, Al, Ni, Cu, Mn, а в некоторых случаях даже Sb, As, Te, Bi и Be. В качестве



легирующих добавок используются и другие элементы, полезность которых нуждается ещё в существенном экспериментальном подтверждении и доказательстве экономической и технологической целесообразности их промышленного применения.

Широко известно в практике изготовления отливок наиболее ответственного назначения комплексное легирование Cr и Ni или Cr, Ni и Mo [2]. Хром, участвующий в селективном окислении и карбидообразовании, является основным компонентом жаростойких и жаропрочных сплавов. Легирующие элементы, способные к селективному окислению и участвующие в образовании на поверхности металла защитных пленок (Cr, Si, Al, Ni), повышают жаростойкость и ростоустойчивость сплавов, а элементы, образующие летучие или легкоплавкие окислы (Mo, W, V), понижают её [5]. В отношении повышения жаропрочных свойств положительное влияние оказывает Cr, но он менее эффективен, чем Ni, Mo и V [5,7].

Многолетний зарубежный и отечественный опыт использования чугунов для изготовления отливок, работающих в условиях высоких температур, свидетельствует о том, что применение комплексного легирования, когда лучшим образом используются достоинства каждой из добавок, является наиболее эффективным способом повышения долговечности чугунных деталей и агрегатов [1].

Особое значение для деталей и агрегатов из легированных чугунов имеют различные виды термической и химико-термической обработки. Обширная практика зарубежных и отечественных специалистов рекомендует контролировать основные параметры термической обработки чугунов, эксплуатируемых при повышенных температурах. Такими параметрами являются: температура аустенизации чугуна, продолжительность выдержки и условия охлаждения. При этом основными видами ТО и ХТО для чугунных отливок, работающих в высокотемпературной среде, являются: изотермическая закалка, нормализация, улучшение и азотирование [8].

Повышенная коррозионная стойкость чугунов достигается добавкой легирующих компонентов, которые с основным металлом образует двойные окислы типа шпинелей, обладающие повышенными защитными свойствами [3,5].

В зарубежной и отечественной практике основными путями достижения чугунами данных характеристик являются способы, представленные на рис. 3. Тем не менее, универсального алгоритма решения указанной проблемы не существует. В каждом кон-

кретном случае она решается индивидуально, часто субъективно, без учёта опыта предшественников или бессистемно.

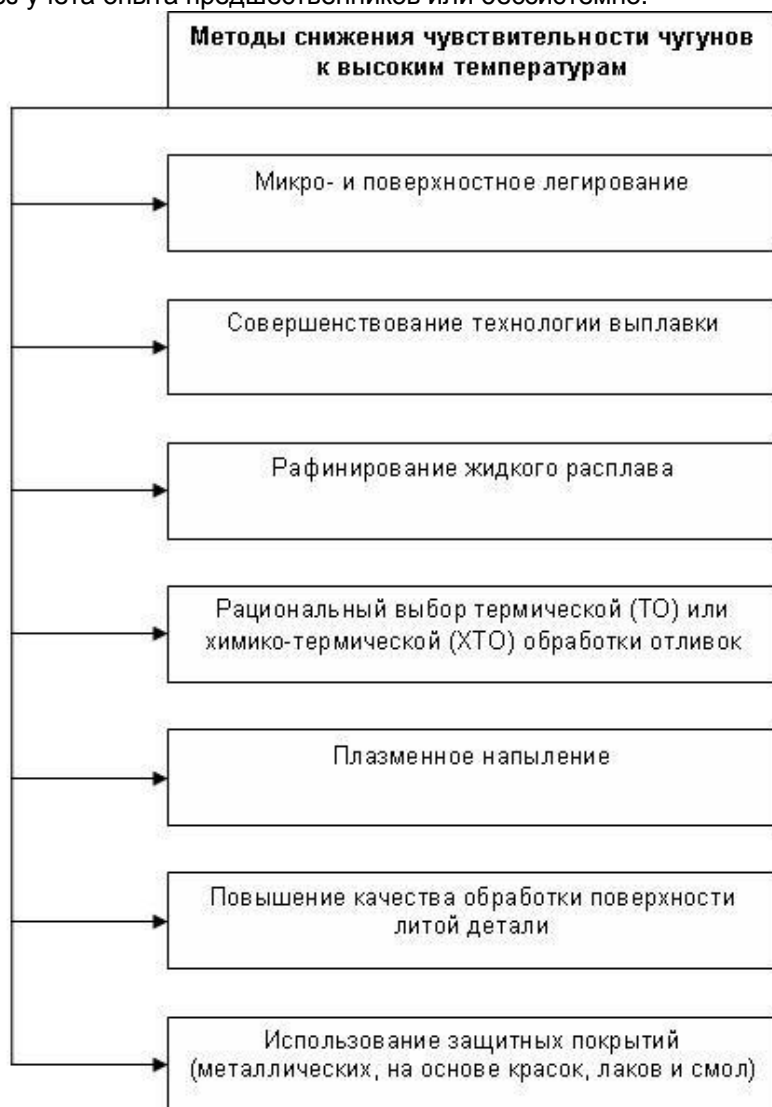


Рис. 3. Методы повышения эксплуатационных свойств чугунных деталей и агрегатов, работающих в условиях высоких температур

Вообще, как правило, использование одного или нескольких методов, способных повысить эксплуатационные свойства чугуного изделия, является недостаточным для получения высококачественного изделия, пригодного для эксплуатации в условиях высоких температур, переменных нагрузок или агрессивных сред. Такие чугуны обычно содержат в своем составе большое количество дорогостоящих и дефицитных легирующих элементов, имеют достаточно сложную технологию изготовления и длинные временные рамки производства. В то же время применение сплавов с низкими технологическими показателями приносит колоссальные убытки. Только комплекс технологических мероприятий, включающий в себя весь цикл звеньев (представленных на рис. 3) по снижению чувствительности чугунов к высоким температурам, позволяет добиться:

- повышения качества и стабильности свойств литых деталей и агрегатов;
- увеличения срока службы изделия;
- снижения себестоимость производства за счёт повышения комплекса свойств готового изделия.

В связи с изложенным на кафедре литейно-металлургических процессов и сплавов НГТУ им. Р.Е. Алексеева в настоящее время проводятся разработки более совершенных отечественных конструкционных высококачественных материалов для производства отливок, работающих в условиях высоких температур, которые смогли бы обеспечить надежную эксплуатацию деталей и увеличить ресурс их эксплуатации. Они базируются не только на практическом опыте, но и на теоретической основе, в частности концепции синтеза литейных сплавов, разработанных профессором Б.Б. Гуляевым.

#### Список литературы

1. Бобро, Ю.Г. Легированные чугуны / Ю.Г. Бобро. М.: Metallurgia, 1976. 288 с.
2. Петров, Л.Н. Коррозионно-механическое разрушение металлов и сплавов / Л.Н. Петров, Н.Г. Сопрунюк. – Киев: Наук. думка, 1991. 216 с.
3. Стеклов, О.И. Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением / О.И. Стеклов. М.: Машиностроение, 1990. 384 с.
4. Косников, Г.А. Плавка и обработка чугуна в жидком состоянии / Г.А. Косников, Л.М. Морозова. СПб.: СПбГПУ, 2006. 132 с.
5. Орыщенко, А.С. Жаростойкие жаропрочные сплавы / А.С. Орыщенко. СПб.: Наука, 2011. 191 с.

6. Трухов, А.П. Литейные сплавы и плавка: учебник / А.П. Трухов, А.И. Маляров. М.: Академия, 2004. 336 с.
7. Косников, Г.А. Формирование, выявление и оценка структуры чугунов / Г.А. Косников, Л.М. Морозова. СПб.: Наука, 1995. 202 с.
8. Фиргер, И.В. Термическая обработка сплавов: справочник / И.В. Фиргер. Л.: Машиностроение, 1982. 304 с.

УДК 621.74:669.1

**А.П. Емельянов, В.П. Чернов, А.В. Ефимов, К.А. Данилюк**  
Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

### **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ВЫДЕРЖКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК**

В условиях современного производства часто не удается получить отливки необходимого качества без дополнительной обработки. Это связано со многими факторами, например с наследственностью металла, скоростью кристаллизации и др. Классическая термообработка не всегда позволяет получать отливки с необходимой структурой.

В связи с этим в МГТУ им Г.И. Носова были проведены исследования по влиянию термовременной выдержки на структуру и свойства отливок из стали.

В данном исследовании был рассмотрен процесс термовременной выдержки, при которой нагрев происходит до температуры изменения фазового состояния стали. Для проведения эксперимента была выбрана сталь марки Ст 35Л. Для определения фазовых изменений была сделана дериватограмма, представленная на рис. 1. Дериватограмма имеет 3 области, которые показывают определенные фазовые переходы.

Первая находится в интервале температур 560–580°C с минимумом при 570°C с эндотермическим эффектом. При этом происходит растворение имеющихся карбидов и зарождение центров кристаллизации новой фазы (аустенита). Минимум характеризует максимальную скорость образования центров кристаллизации.

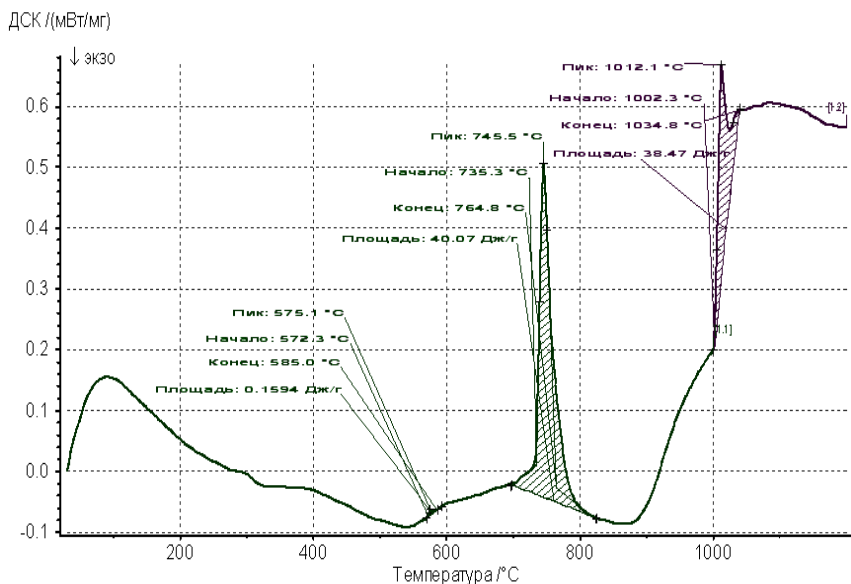


Рис. 1. Дериватограмма Ст 35Л

Вторая – в интервале температур 735,3–764°C с максимумом при температуре 745,5°C с экзотермическим эффектом, что характеризует самопроизвольное протекание процесса. Это указывает на рост образовавшихся кристаллов. Наибольшая скорость роста кристаллов наблюдается при температуре максимума.

Третья – в интервале температур 1002,3–1034,8°C с пиком при температуре 1012,1°C. Это, скорее всего, указывает на изменение параметров кристаллической решетки.

Для проведения исследований была выплавлена сталь, химический состав которой приведен в табл. 1, и отлиты образцы.

Таблица 1

Химический состав полученной стали, %

Элемент	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Готовая сталь	0,332	0,3	0,487	0,012	0,021	0,136	0,113	0,175

Термовременная выдержка производилась в печи сопротивления «Накал» модели ПЛ 20/12,5, мощностью 3 кВт и максимальной температурой нагрева 1350°C.

Печь нагревали до температуры 560°C и помещали в нее 7 образцов. Образцы выдерживались в течение 0,5; 1; 2; 4; 6; 8 и 10 мин соответственно с момента помещения их в печь. По истечении заданного времени образец извлекался из печи и охлаждался в воде.

Структуру образцов изучали на шлифах под микроскопом «МЕТАМ ЛВ-31». Получившиеся структуры (при увеличении  $\times 100$ ) представлены на рис. 2. Как видно из этого рисунка, наиболее мелкое зерно образуется при выдержке 0,5, 1, 2 и 4 мин, при дальнейшем увеличении времени выдержки зерно образуется более крупное.

Были также исследованы твердость и износостойкость полученных образцов. Балл зерна и твердость показаны на рис.3. Результаты износостойкости представлены в табл.2.

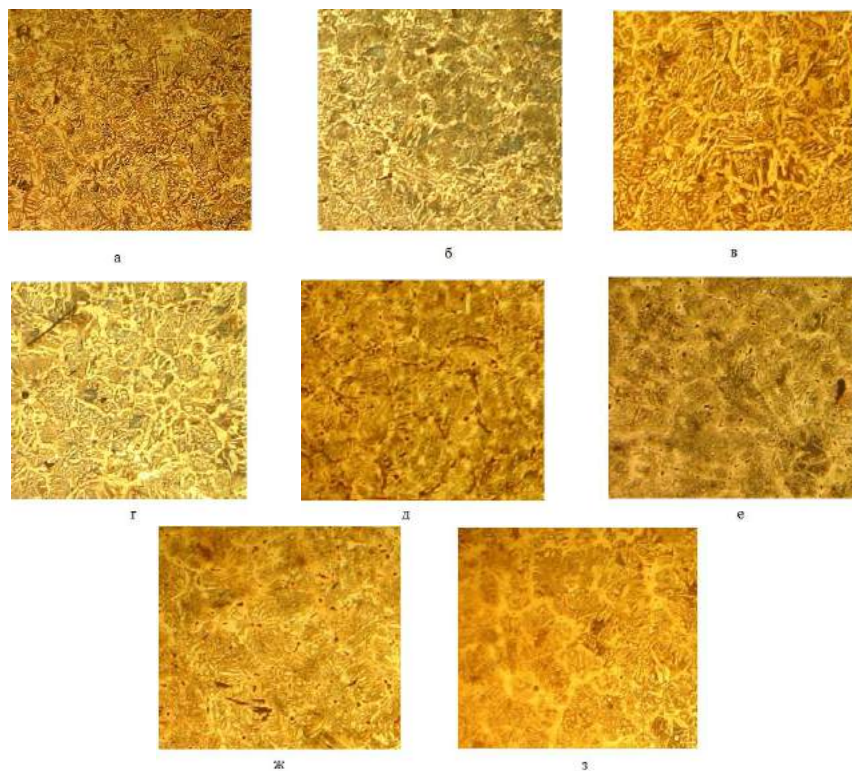


Рис. 2. Структура образцов при различном времени выдержки ( $\times 100$ ):  
а – литая; б – 30 с; в – 1 мин; г – 2 мин; д – 4 мин; е – 6 мин;  
ж – 8 мин; з – 10 мин

Таблица 2

Износостойкость образцов

Масса образцов, г	Образец							
	Литой	0,5	1	2	4	6	8	10
До истирания	59,4314	58,0152	63,0168	51,6674	61,2449	56,5936	48,7473	45,974
Первое истирание	59,3795	57,9981	62,9903	51,5990	61,1770	56,5191	48,6770	45,8881
Изменение массы	0,0719	0,0492	0,0541	0,0684	0,0679	0,0658	0,0653	0,0659
Второе истирание	59,3047	57,9189	62,9116	51,5276	61,0941	56,4533	48,6170	45,8211
Изменение массы	0,0748	0,0468	0,0511	0,0714	0,0629	0,0658	0,065	0,067
Ки <sub>1</sub>	0,9875	1,4431	1,3124	1,0380	1,0457	1,0790	1,0873	1,0774
Ки <sub>2</sub>	0,9492	1,5171	1,3894	0,9944	1,1288	1,0790	1,0923	1,0597

По результатам, представленным на рисунке, можно сказать, что твердость возрастает при уменьшении зерна и, наоборот, при укрупнении зерна твердость падает.

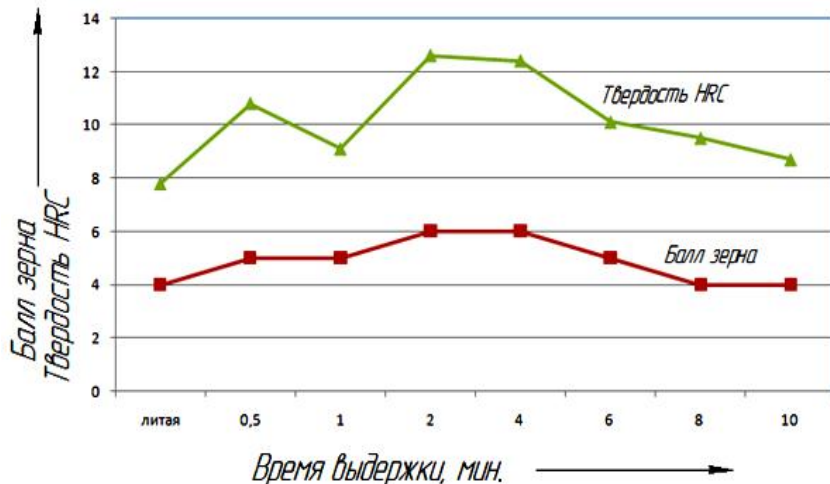


Рис. 3. Зависимость балла зерна и твердости от времени выдержки

Как видно из рис.3, после проведения термовременной выдержки все образцы имеют более высокую твердость в сравнении с литым.

Из табл. 2 видно, что износостойкость образцов после проведения термовременной выдержки выше, чем у образца, который не подвергался термовременной выдержке. Наилучшие результаты по износостойкости имеет образец с выдержкой 0,5 мин. Также можно отметить и тот факт, что все образцы, которые подвергались термовременной выдержке, имеют больший коэффициент износостойкости, чем литой образец.

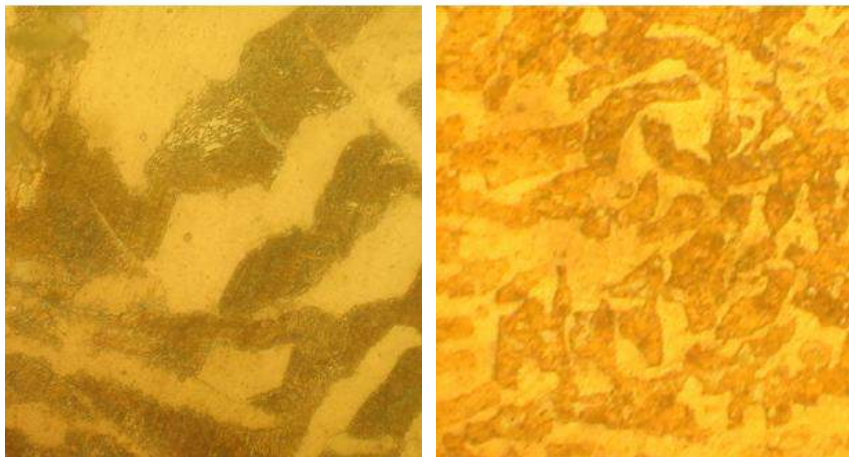


Рис. 4. Структуры стали: а – выдержка 10 мин;  
б – повторная выдержка данного образца в течение 2 мин

В соответствии с положениями о фазовых превращениях повторная термовременная обработка может привести к дальнейшему измельчению зерна. Основываясь на этом, мы произвели повторную термовременную выдержку образца с наиболее крупной структурой. Результат представлен на рис. 4. Полученная при повторной выдержке структура имеет более мелкое зерно.

Таким образом, проведенные предварительные исследования показали, что возможно измельчение структуры и повышение свойств отливки путем термовременной выдержки твердых отливок при температурах начала фазовых превращений.



УДК 669.187.2.046

**А.Ф. Миляев, Д.В. Лисичкин, К.А. Долбилов**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

**А.В. Авдиенко, А.М. Сысоев, Е.Х. Исебаев**

ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

## **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 25Л ПРИ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКЕ РАЗЛИЧНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ**

Для повышения качества стали широкое применение находят методы внепечной обработки модифицированием с помощью трайб-аппарата с использованием большого разнообразия модификаторов, вводимых в виде порошковой проволоки. Отмечается положительное влияние этих методов на макроструктуру, величину зерна и снижение количества неметаллических включений и их форму [1].

В существующих условиях единого литейного цеха ЗАО МРК на стенде внепечной обработки опробованы варианты обработки стали 25 Л порошковыми проволоками с наполнителями СКБа10 и Forsteel-12 (FS) [2]. По результатам проведенных плавок отмечено некоторое улучшение качества отливок и слитков. Детального анализа влияния вида модификатора, его расхода и использования комбинации модификаторов на механические свойства стали не было проведено.

Литейную сталь марки Ст. 25 Л выплавляли в дуговой электрической печи садкой 25 т по принятой в цехе технологии с проведением окислительного и восстановительного периодов. Ковш ставили на стенд и трайб-аппаратом в него вводили порошковую проволоку. Количество вводимой порошковой проволоки в ковш изменялось в широких пределах от 30 до 150 м, скорость ввода составляла 70–80 м /мин.

В процессе ввода проволоки производили продувку металла в ковше аргоном с малым напором. После завершения подачи проволоки продувку вели с повышенным напором, но без оголения поверхности металла в течение 5–8 мин.

Химический состав порошковой проволоки, внешний диаметр которой составляет 14 мм, представлен в табл. 1. Плотность проволоки марки Forsteel–12 имеет массу 290 г наполнителя на погонный метр, а СКБа 10–280 г/пог. м.

Таблица 1  
Химический состав наполнителей порошковой проволоки

Марка	Химический состав, вес. %					
	Ca	Si	Al	РЗМ	Ba	Fe
СКБа10	16,2	50,2	1,4	-	11,9	Ост.
Forsteel12	12,7	42,2	1,1	9,3	13,4	Ост

После обработки стали отбирали пробы для испытания их на механические свойства:  $\sigma_b$ ,  $\sigma_T$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ , КСУ, НВ.

Массив плавок без обработки модификатором, обработанных одним видом модификатора или несколькими модификаторами, составил более 200 плавок. В паспортах плавок фиксировали химический состав сталей в печи перед выпуском, в ковше и после обработки на трайб-аппарате, состав шлаков, температуру металла, расход модификаторов и механические свойства сталей.

Массив плавок подвергся статистической обработке в таблицах Excel.

Обобщенные данные по рассматриваемому массиву представлены в табл. 2.

Таблица 2  
Механические свойства стали 25Л при обработке различными модификаторами

Модификатор	Кол. плавок	Forst, м	СКБа, м	Сумма, кг	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, кДж/м <sup>2</sup>	НВ
Без мод.	101	0	0	0	520	305	21	38	78	155
СКБа	24	0	88,4	24,8	506	279	16,7	38,5	77,4	147
СКБа + FS	61	51	73,8	35,4	504	285	20	42	84	148
FS	14	94	0	27,3	512	289	20,6	40,4	83,1	149

Из табл. 2 следует, что заметного различия в свойствах стали, обработанной различными модификаторами, не наблюдается. Лишь два свойства: относительное сужение  $\psi$ , % и ударная вязкость КСУ, кДж/м<sup>2</sup>, отличаются на 10% и более. Поэтому при оценке влияния модификаторов рассматривали эти свойства стали.

Влияние расхода модификатора СКБа и суммы модификаторов СКБа+FS в виде порошковой проволоки на механические

свойства стали показано на рис. 1. Расход модификатора рассчитывали по длине вводимой проволоки и массе погонного метра, а расход кальция - по длине проволоки и содержанию кальция в каждом виде модификатора.

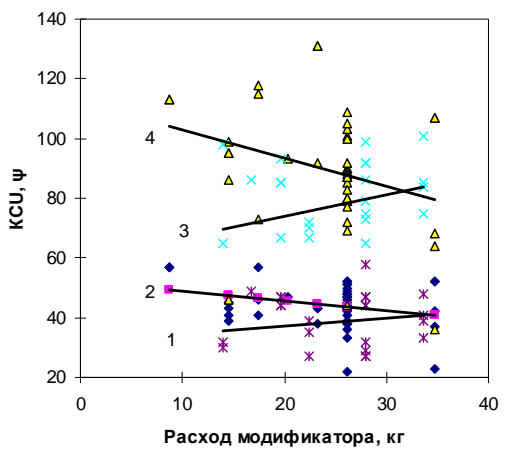


Рис.1. Влияние расхода порошковой проволоки с модификатором СКБа (1,3), расхода суммы модификаторов СКБа +FS (2,4) на механические свойства стали 25Л:  $\psi$  – 1,2; KCU – 3,4

Из рис.1 следует, что с увеличением расхода СКБа значения относительного сужения и KCU заметно растут. В то же время при совместном использовании двух модификаторов отмечается, что эти свойства снижаются, но по абсолютным величинам свойства несколько выше, чем при обработке одним модификатором СКБа. Здесь проявляется значительное содержание в FS редкоземельных металлов, положительно улучшающих чистоту стали. Снижение свойств при повышенных расходах модификатора указывает на эффект перемодифицирования.

Оценка влияния расхода кальция в порошковой проволоке СКБа и FS на механические свойства показана на рис. 2. Из рис. 2 видно слабое влияние этого элемента на механические свойства. Эти свойства при увеличении расхода СКБа повышаются, а затем, несмотря на значительное увеличение расхода, стабилизируются. Из этого следует, что повышенные расходы модификатора не способствуют улучшению свойств стали и их следует ограничивать.

Совместное использование модификаторов СКБа и FS повышает абсолютные значения механических свойств, поэтому та-

кой метод может быть рекомендован для применения в практике модифицирования.

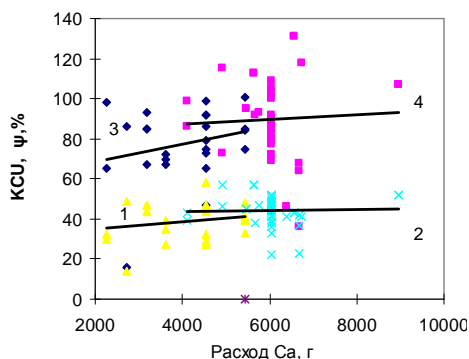


Рис.2. Влияние расхода кальция в порошковой проволоке с модификатором СКБа (1,3) и суммы модификаторов СКБа +FS (2,4) на  $\psi$  (1.2) и КСУ (3.4)

Важным элементом при модифицировании является кальций, который хорошо раскисляет сталь и способствует десульфурации металла, улучшая состав и свойства неметаллических включений.

Содержание кальция в металле после обработки на трайб-аппарате различными модификаторами растет с увеличением количества вводимого кальция (рис. 3). При совместной обработке проволокой СКБа и FS содержание  $[Ca]$  заметно растет, что и отражается на величине механических свойств стали, обработанной СКБа и FS.

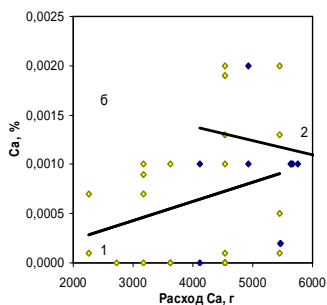


Рис. 3. Влияние расхода вводимого кальция при разных модификаторах (1 – СКБа, 2 – СКБа +FS) на содержание кальция в обработанной стали

С увеличением содержания кальция в металле, обработанном порошковыми проволоками, отмечается рост механических свойств металла (рис. 4).

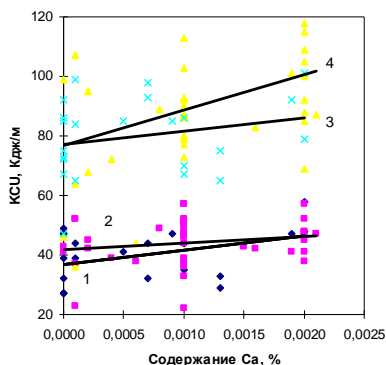


Рис. 4. Влияние содержания [Ca] на свойства стали, обработанной различными модификаторами: СКБа ( $\psi$  – 1, KCU – 3); СКБа +FS ( $\psi$  – 2, KCU – 4)

Обработка порошковой проволокой с модификатором СКБа приводит к меньшим значениям свойств, чем совместная обработка СКБа и FS. Коэффициент усвоения кальция при обработке металла кальций-кремнебариевой проволокой в среднем составляет 25%.

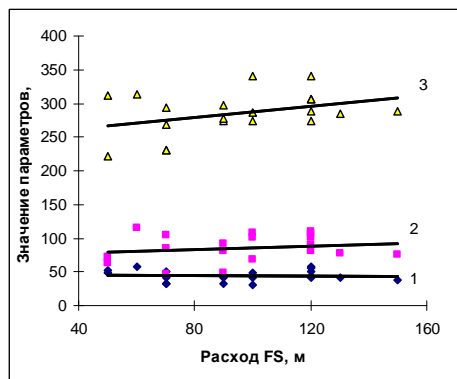


Рис. 5. Влияние расхода модификатора FS на механические свойства стали Ст25 Л (1 –  $\psi$ ; 2 – KCU; 3 –  $\sigma_T$ )

Было рассмотрено также влияние модификатора FS на механические свойства стали (рис.5). Из рис. 5 следует, что  $\sigma_T$  с уве-

личением расхода FS несколько снижается, но эта связь недостоверна, более надежная связь KCU с расходом FS, при этом коэффициент при аргументе значителен 0,132. Относительное сужение при увеличении расхода FS даже несколько снижается но в целом влияние расхода FS слабое.

Таким образом, можно отметить, что значительного улучшения механических свойств при обработке металла кальций-бариевой порошковой проволокой не отмечено. В то же время совместная обработка проволокой СКБа и FS несколько улучшает и относительное сужение, и ударную вязкость стали.

#### Список литературы

1. Шульте Ю.А. Производство отливок из стали. Киев; Донецк: Вища шк., 1983. 184 с.
2. Освоение технологии ковшевого модифицирования стального литья в ЗАО «Механоремонтный комплекс» (г. Магнитогорск) / С.В. Пашенко, В.П. Онищук, Ю.А. Радченко, С.И. Малько, А.Ф. Исхаков, А.И. Невьянцев, А.В. Авдиенко, С.В. Цыбров, А.П. Коток, Е.Х. Исебаев // Современные проблемы электрометаллургии стали: материалы XIV междунар. конференции / под ред. В.Е. Рощина. Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2010. Ч.2. 64 с.

УДК 669.15-196:669.046

**А.С. Гольцов**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

#### **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОКСИДНОГО СЛОЯ, ОБРАЗУЮЩЕГОСЯ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ ЛИТЕЙНЫХ СТАЛЕЙ НА ЖАРСТОЙКОСТЬ**

Срок службы отливок, работающих в условиях высоких температур (более 900°C), окислительных сред, абразивного и ударно-абразивного износа, будет определяться износостойкостью и

жаростойкостью материала, из которого они изготовлены. На долговечность деталей, работающих в таких условиях, решающее влияние оказывают процессы их взаимодействия с окружающей средой. Находясь в агрессивной среде, сплавы подвергаются высокотемпературной коррозии. Наиболее распространенным видом такого взаимодействия является окисление.

В общем случае под окислением понимают процесс взаимодействия газов (воздуха, продуктов сгорания топлива или контролируемой атмосферы) с железом, сопровождающийся образованием слоя оксидов на поверхности металла.

Для повышения эксплуатационной стойкости и долговечности агрегатов, механизмов и их узлов, работающих в условиях абразивного износа при повышенных температурах и агрессивных сред, большое значение имеет исследование механических (твердость, микротвердость) и эксплуатационных свойств (жаростойкость, износостойкость) литой структуры и образующихся на ней оксидных слоев.

Таким образом, окисление зависит от скорости нарастания оксидного слоя, определяющегося скоростью диффузии атомов сквозь толщину оксидного слоя, которая, в свою очередь, зависит от температуры и строения оксидной пленки. Рыхлая и пористая, слабо связанная с основным металлом пленка оксидов оказывает слабое сопротивление развитию окисления. Разрыхляющее действие способствует распространению окисления по глубине отливки и, тем самым, ускоряет процесс ее разрушения. Поэтому увеличение сопротивляемости окислению металлической массы отливки может быть достигнуто путем образования на ее поверхности высокостойких оксидных пленок. Такого рода защитные пленки можно получить при помощи легирования сплава такими элементами, как Si, Cr, Al в необходимых для этого количествах [1].

Из проведенного анализа литературных источников жаростойкость отливки во многом будет определяться природой оксидных пленок, образовавшихся на поверхности сплава. В этой связи жаростойкое действие легирующих элементов в железоуглеродистых сплавах должно проявляться, прежде всего, в образовании при высокой температуре оксидных пленок, состоящих из шпинелей  $FeMe_2O_4$ .

В сплавах в образовании оксидного слоя могут принимать участие все его компоненты. В одних случаях они могут защищать металл от дальнейшего разрушения, в других, наоборот, содействовать этому. Причем сведения о влиянии отдельных легирующих

элементов весьма противоречивы. Все это осложняется еще тем, что влияние того или иного легирующего элемента в многокомпонентном сплаве отличается от его влияния в чистом двойном сплаве. Из-за этого трудно определить точно конкретное воздействие той или иной добавки на эксплуатационные свойства отдельно.

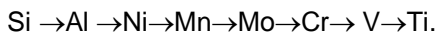
Влияние углерода на интенсивность окисления является одним из самых исследованных и в то же время дискуссионных вопросов. По данным [2-4] увеличение содержания углерода в сплаве приводит к снижению интенсивности его окисления, причем наиболее сильному при содержании  $C > 0,5\%$ .

В то же время по результатам экспериментальных исследований [5] явно выраженной зависимости интенсивности окисления сплава от содержания углерода не установлено. При температурах нагрева стали более  $1000^\circ\text{C}$  наблюдается отслаивание окалины и образование полостей между окалиной и поверхностью металла. Полагается, что образующийся при обезуглероживании стали монооксид углерода восстанавливает внутреннюю сторону отслоившегося вюстита, а образующийся при этом диоксид углерода, контактируя с металлом, окисляет его [6]. Увеличение содержания углерода в стали приводит к росту образования монооксида углерода, а соответственно и диоксида углерода в газе, заполняющем поры и полости в окалине, что интенсифицирует процесс окисления. В результате влияние углерода тем сильнее, чем выше температура нагрева стали.

По данным [7] в высокотемпературных стойких против окисления сталях содержание углерода надо всемерно понижать, т.к. выделяющийся оксид углерода препятствует в какой-то мере созданию защитных оксидных слоев, вызывая образование трещин и пузырей.

Однако в работе [2] отмечено, что основной причиной влияния углерода на интенсивность окисления стали можно считать параллельно протекающий процесс обезуглероживания. Таким образом, по степени воздействия на сплавы при высокой температуре можно установить следующую последовательность влияния газов на скорость окисления: кислород, воздух, водяной пар, диоксид углерода.

В работе [6] рассчитан относительный коэффициент термодинамической активности углерода для температур от  $850$  до  $1000^\circ\text{C}$ , в котором автор располагает элементы в следующий нисходящий ряд:





Видно, что повышению активности углерода способствуют некарбидообразующие элементы, причем кремний в наибольшей степени. Снижают активность углерода карбидообразующие элементы, в наибольшей степени титан, ванадий. Увеличение концентрации углерода в аустените приводит к росту его активности и повышению коэффициента диффузии. Образующие оксиды тугоплавких металлов V, Nb, Mo, W обладают разным сродством к кислороду, однако при высокотемпературном окислении способствуют образованию пористой, рыхлой окалины, которая не обладает защитными свойствами, они отрицательно влияют на жаростойкость сплавов вследствие образования оксидов с низкими температурами плавления и испарения.

Углерод способен повысить скорость окисления хрома [7]. Весь наличный углерод в хrome начинает взаимодействовать при температурах выше 800°C с поверхностной оксидной пленкой, что сопровождается выделением образующегося монооксида углерода CO, а это ухудшает сцепление пленки с металлом.

Хром является основным элементом, обеспечивающим защиту сплавов на основе железа от окисления. Он оказывается весьма эффективным упрочнителем твердого раствора, который вносит свой вклад в жаростойкость через упрочнение матрицы, образование карбидов и участие в образовании ряда других упрочняющих фаз.

Хром при окислении образует оксид  $Cr_2O_3$ , а при взаимодействии с железом – сложный оксид шпинельного типа  $FeCr_2O_4$ , обладающий защитными свойствами.

Н.И. Александров, В.И. Ключнев, Ж. Бенар считают, что для достаточного сопротивления окислению при 800°C требуется ввести хром в количестве не менее 10%, а для работы при 900–950°C – 18% Cr [9].

Увеличение содержания хрома свыше 30% сопровождается дальнейшим повышением жаростойкости, однако заметно снижается температура плавления железоуглеродистых сплавов, но главное - сплавы становятся нетехнологичными в металлургическом производстве.

Концентрация хрома, начиная с которой скорость окисления становится весьма малой, довольно велика (свыше 20% Cr). Меньшее сродство к кислороду у хрома по сравнению с титаном и

цирконием объясняет, почему добавки хрома эффективны лишь при его содержании около 20%.

В хромистых сплавах на основе железа не обнаруживается вюстит ( $\text{FeO}$ ) до  $700^\circ\text{C}$ , что говорит о значительном повышении температуры превращения  $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3$ . Положительное влияние хрома на ростоустойчивость заключается в образовании ряда стойких карбидов и полного погашения процесса графитизации в белых чугунах. Своего максимального уровня эти свойства достигают при содержании хрома свыше 15%.

В области высоких температур (свыше  $900^\circ\text{C}$ ) лишь при содержании хрома в чугуне 15,3% наблюдается образование в оксидном слое фазы ( $\text{FeO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) с решеткой типа шпинели без наличия текстуры.

С увеличением содержания углерода окалиностойкость хромистого сплава несколько понижается. Поэтому для сохранения высокой окалиностойкости сплава с повышенным содержанием углерода необходимо увеличивать и содержание хрома, однако точно определить необходимое для высокой окалиностойкости содержание хрома практически невозможно, так как с изменением в сплаве содержания хрома и железа изменяется и содержание этих элементов в железохромистых карбидах.

В литейном производстве для изготовления деталей, работающих в условиях высоких температур, агрессивных газовых сред и испытывающих воздействие абразива, используют сталь марки 12X17Л, относящуюся к мартенситно-ферритному классу, 75X24ТЛ, относящуюся к ферритному классу, к аустенитно-ферритному относится сталь марки 40X24Н12СЛ. Названные марки сталей используются для деталей, применяющихся при добыче и обогащении руд, угля, цементного сырья и работающих в условиях высоких температур, испытывающих воздействие абразива.

Жаростойкость оценивали по двум показателям: окалиностойкость и ростоустойчивость (табл.1, 2).

Исследуемые стали отвечают условиям жаростойкости при температуре испытаний  $800^\circ\text{C}$ . Коэффициент окалиностойкости  $\Delta m$  изменяется от 0,016 до 0,05  $\text{г}/\text{м}^2\text{ч}$  в зависимости от марки стали и скорости охлаждения, а коэффициент ростоустойчивости  $L$  не превышает 0,1%.

Таблица 1  
 Коэффициенты окалиностойкости сталей  $\Delta m$  (г/м<sup>2</sup>ч)  
 после испытаний на жаростойкость при различных температурах

Марка стали	ПГФ сухая		ПГФ сырая		Кокиль	
	Температура, °С					
	800	1000	800	1000	800	1000
12Х17Л	0,02	2,2	0,016	1,8	0,018	1,9
75Х24ТЛ	0,05	0,1	0,04	0,08	0,04	0,08
40Х24Н12СЛ	0,05	0,08	0,03	0,06	0,05	0,07

Таблица 2  
 Коэффициенты ростоустойчивости L (%) сталей после испытаний  
 на жаростойкость при различных температурах

Марка стали	ПГФ сухая		ПГФ сырая		Кокиль	
	Температура, °С					
	800	1000	800	1000	800	1000
12Х17Л	0,1	1,2	0,1	1,12	0,1	1,37
75Х24ТЛ	0,1	0,16	0,04	0,15	0,07	0,13
40Х24Н12СЛ	Рост отсутствует					

У образцов из сталей с преобладающей ферритной основой после испытаний на окалиностойкость при 1000°С выявлено разрыхление и растрескивание оксидного слоя, который в результате этого теряет свой защитный характер (рис. 1). Это способствует распространению окисления внутрь отливки, ускоряет процесс ее разрушения, увеличивает глубину обедненного легирующими элементами слоя, что снижает и жаростойкость, и износостойкость, особенно у стали 12Х17Л. При увеличении температуры испытаний происходит снижение окалиностойкости более чем в 100 раз.

Согласно работе [2] «пузыри» в оксидном слое сплавов на основе железа наиболее часто образуются при температурах, превышающих 850°С. Их появление тесно связано с фазой вюстита [7], который не может образовываться без совместного выделения СО и СО<sub>2</sub>. Все это говорит об интенсивности окисления, что нашло подтверждение при измерении оксидного слоя стали 12Х17Л, толщина которого с 4,8 мкм (испытания на окалиностойкость при 800°С) увеличивается до 140 мкм, в отличие от сталей 75Х24ТЛ,

40X24H12СЛ, толщина слоя которых изменяется от 1,5 до 18 мкм в зависимости от типа формы после испытаний на окислительную стойкость при 1000°C.

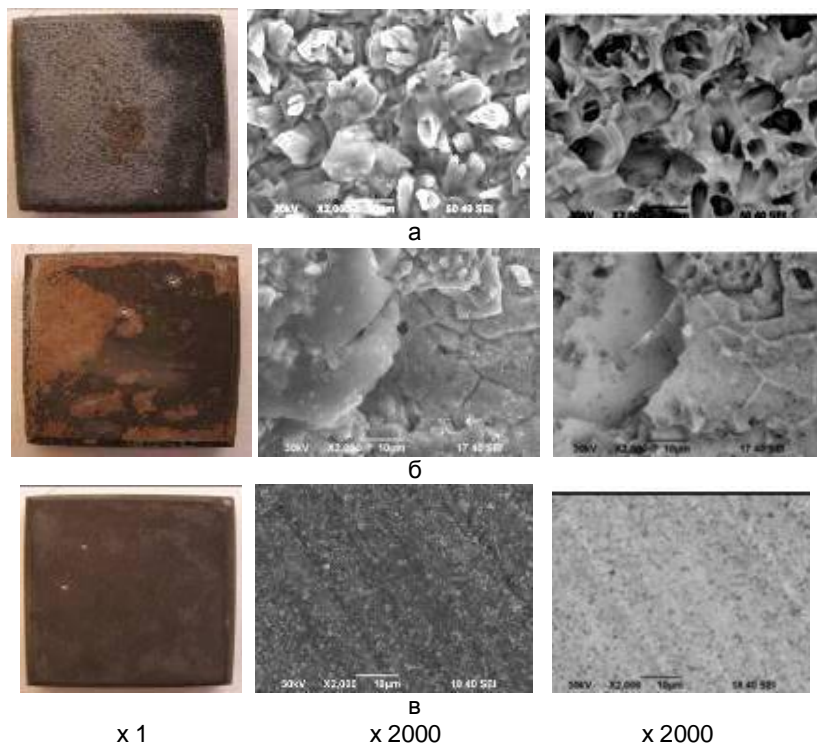


Рис. 1. Микроструктура поверхностного оксидного слоя после испытания образцов сталей на окислительную стойкость при 1000°C: 12X17Л (а); 75X24ТЛ (б); 40X24H12СЛ (в)

Коэффициент ростоустойчивости стали 12X17Л при 1000°C в сравнении с 800°C увеличивается в 11 раз. Это связано с образованием оксидного слоя: (FeO 41%, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 11,3%, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 20,2%) и, как следствие, более ускоренной диффузии в результате разрыхления оксидного слоя за счет возникновения микротрещин в нем, что открывает доступ для дальнейшего окисления на макроуровне. При этих условиях сталь 40X24H12СЛ окисляется незначительно, а коэффициент ростоустойчивости ее равен нулю. Толщина оксидного слоя стали 40X24H12СЛ после испытаний на жаростойкость

при 1000°C составила 1,5 мкм, что в 90 раз меньше толщины оксидного слоя стали марки 12Х17Л.

Приведенные фотографии оксидного слоя, образующегося на поверхности стали 75Х24ТЛ, иллюстрируют разрушение его путем образования трещин и скалывания. Разрушения этого типа являются наиболее опасными с точки зрения потерь металла и относятся к катастрофическому окислению [8]. Оно происходит тогда, когда окалина удаляется с поверхности металла, а зависимость окисления от времени подчиняется почти линейному закону [9]. При этом эффект замедления окисления отсутствует.

Вышеизложенные доводы по разрыву оксидного слоя, как результат изменения количества объема выделяющихся газов при окислении, находят свое подтверждение при окислении стали 75Х24ТЛ, содержащей углерода более 0,7% в первичной литой структуре. В этой стали образуется максимальное количество карбидов  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ , (7,3%), и это больше, чем во всех исследуемых марках сталей. Повышенное содержание углерода приводит к более интенсивному окислению карбидов (при окислении в среде воздуха), выделению  $\text{CO}$  и  $\text{CO}_2$ , особенно с повышением температуры испытаний. После достижения критического содержания образующийся монооксид углерода разрыхляет оксидный слой, нарушает его сплошность, способствует проникновению кислорода к поверхности металла и ускоряет процесс окисления. Данное предположение подтверждается наименьшим содержанием железа в оксидном слое 1,46%. Хрупкий и плохо связанный с металлом оксидный слой, образующийся на поверхности образцов стали 75Х24ТЛ, скалывается и осыпается, что происходит в результате большого количества в нем хрома. Микротвердость оксидного слоя стали 75Х24ТЛ, образующегося на образце, полученном в сырой ПГФ, после испытаний на жаростойкость при 800°C составляет 6214 МПа, а для 40Х24Н12СЛ - 7000 МПа.

Анализ условий работы отливок специального назначения из жароизносостойких сплавов показал, что их жаростойкость при эксплуатации зависит не столько от химического состава и структуры, определяющих высокие показатели износостойкости в литом состоянии, сколько от того, какого состава окалина образуется при эксплуатации. Это объясняется тем, что именно окалина в первую очередь, а не материал отливки испытывает воздействие абразива. Значит, износостойкость отливок при повышенных температурах и агрессивных газовых средах будет определяться прочностью сцепления образующейся оксидной пленки с поверхностью металла.

Силу сцепления оксидного слоя с подложкой сплава после испытания на окалиностойкость измеряли по методике, разработанной Петерсом и Энгеллом, приклеиванием образцов с окислившейся стороны к основанию и измерением величины силы, необходимой для чистого отрыва окалины от поверхности металла, образовавшейся на сплавах при 800°C (рис. 2).



Рис. 2. Состояние поверхности образца после отрыва оксидного слоя

Для этого применяли портативный адгезиометр PosiTest AT, предназначенный для измерения силы, требуемой для отрыва определенного диаметра покрытия с подложки при использовании гидравлического давления (табл.3). Для соединения упора с покрытием применяли двухкомпонентный эпоксидный клей DoneDeal, имеющий время полной полимеризации 16 ч, прочность соединения 170 кг/см<sup>2</sup>.

Таблица 3

Прочность сцепления  $\sigma_c$  (МПа) оксидного слоя с поверхностью сплава после испытаний на окалиностойкость при 800°C

Марка стали	Тип формы		
	Сухая ПГФ	Сырая ПГФ	Кокиль
12X17Л	11,8	12,1	12,35
75X24ТЛ	11,0	11,6	11,7
40X24Н12СЛ	14,9	15,86	15,7

Оксидный слой, образовывавшийся на образцах из стали марки 40X24Н12СЛ, был во всех случаях испытаний на жаростойкость плотный, не содержащий пор. Прочность сцепления оксидного слоя с металлом после испытаний на окалиностойкость при 800°C на 25% больше чем у сталей 12X17Л и 75X24ТЛ, и состав-

ляет 15,7 МПа. Уменьшение адгезионных свойств оксидного слоя стали 75Х24ТЛ, несмотря на повышенное содержание хрома, является следствием образования хрупкого оксидного слоя с трещинами, что наблюдается при испытании образцов стали 75Х24ТЛ на окалиностойкость при 800 и 1000°С.

По результатам исследований можно сделать следующие выводы:

- в условиях окислительной атмосферы при наличии в структуре сталей карбидов  $(Fe, Me)_3C$  возможно протекание химической реакции окисления и интенсивное выделение оксидов и диоксидов углерода, т.к. карбиды данного типа обладают низкой устойчивостью к диссоциации при воздействии высоких температур. При этом, с одной стороны, происходит восстановление оксидов железа, с другой - выделяющийся в больших количествах газ препятствует созданию защитных оксидных слоев, вызывая образование трещин и «пузырей»;

- у образцов из стали 12Х17Л после испытаний на окалиностойкость при температуре 1000°С выявлена рыхлая структура оксидного слоя предположительно образующаяся в результате скопления большого количества газов в оксидном слое. На поверхности отливки стали 75Х24ТЛ выявлено растрескивание оксидного слоя, который в результате испытаний теряет свой защитный характер. Все это способствует распространению окисления в глубь отливки, ускоряет процесс ее разрушения, увеличивает глубину обезлегированного слоя, что приводит не только к снижению окалиностойкости, но и других исследованных свойств;

- установлено, что жаростойкость стали марки 40Х24Н12СЛ наивысшая среди выбранных марок сталей. Коэффициент ее окалиностойкости варьируется в зависимости от типа формы от 0,03 до 0,06 г/(м<sup>2</sup>ч), коэффициент ростоустойчивости равен 0% за счет легированной аустенитной литой структуры. Образцы этой стали обладают наибольшей прочностью сцепления оксидного слоя с металлической поверхностью среди всех исследуемых сталей. Адгезионная прочность сцепления составляет 15 МПа.

#### Список литературы

1. Рахманкулов М.М., Паращенко В.М. Технология литья жаропрочных сплавов. М.: интернет Инжиниринг, 2000. 464 с.
2. Мчедlishvili В.А. Термодинамика и кинетика раскисления стали. М.: Металлургия, 1978. 288 с.

3. Францевич И.Н., Войтович Р.Ф., Лавренков В.А. Высокотемпературное окисление металлов и сплавов. Киев: Гостехиздат УССР, 1963. 323 с.
4. Северденко В.П., Макушок Е.М., Равин А.Н. Окалина при горячей обработке металлов давлением. М.: Metallurgy, 1977. 208 с.
5. Окалинообразование сталей при сжигании газообразных топлив / Минаев А.Н., Ольшанский В.М., Волкова М.М., Шурова Н.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1983. № 12. С. 98-100.
6. Маслеников С.Б., Масленикова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур: справ. изд. В 2 кн. М.: Metallurgy, 1991. Кн.2. 384 с.
7. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов / пер. с англ. Алексеева В.А. М.: Metallurgy, 1965. 312 с.
8. Окисление металлов / под ред. Ж. Бенара. М.: Metallurgy, 1967. Т.2. 444 с.
9. Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. М.: Теплотехник, 2006. 200 с.



## Раздел 2

# ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

УДК 621.74.045

**В.К. Дубровин, Б.А. Кулаков, А.В. Карпинский,  
С.П. Павлинич, А.А. Чесноков, В.А. Смолко**

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск

### **ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ЛИТЕЙНОЙ ФОРМОЙ**

На качество формирующейся отливки существенное влияние оказывают процессы физико-химического взаимодействия металла с литейной формой, которые определяются температурой нагрева составляющих форму материалов, интенсивностью и продолжительностью их взаимодействия с заливаемым металлом и между собой, а также условиями теплообмена между металлом, формой и окружающей средой. Особое внимание с этих позиций заслуживает время пребывания в контакте с формой жидкого и жидко-твердого металлического расплава в интервале температур ликвидус – солидус ( $T_{л} - T_{с}$ ), а также время нахождения контактного слоя формы при температурах, превышающих  $T_{с}$ , и при температурах, вызывающих возгонку и диссоциацию огнеупорных оксидов.

Поэтому для изучения процессов, протекающих в системе металл-форма, необходимо установить температурные режимы керамических форм при затвердевании в них отливок.

Анализ результатов расчета нестационарного температурного поля (НТП) показал, что при заливке металла при 1750–1800°C в зависимости от температуры заливки металла ( $T_{ме}$ ) и диаметра цилиндрической отливки ( $D_{отл}$ ) на границе металл-форма в течение 5 с температура достигает 1585–1637°C, а затем начинает снижаться. При этом непосредственно контактирующая с металлом поверхность формы в процессе затвердевания и охлаждения от-

ливки нагревается до  $1400^{\circ}\text{C}$  и выше на глубину  $(0,17-1,06)\cdot 10^{-3}$  м и находится при данных температурах в течение 15–640 с.

При  $T_{\text{ме}} = 1700^{\circ}\text{C}$  температура контактной поверхности формы не превышает  $1575-1615^{\circ}\text{C}$ , а условие  $T \geq 1400^{\circ}\text{C}$  сохраняется при равных  $D_{\text{отл}}$  в течение 13–260 с. Прогрев приконтактного слоя формы до  $T \geq 1400^{\circ}\text{C}$  происходит на глубину  $(0,15-0,81)\cdot 10^{-3}$  м. Приконтактный с металлом слой формы толщиной  $1,6\cdot 10^{-3}$  м на всю глубину прогревается до  $T \geq 1400^{\circ}\text{C}$  при  $T_{\text{ме}} = 1700-1800^{\circ}\text{C}$  только при  $D_{\text{отл}} = 50\cdot 10^{-3}$  м и этот температурный режим сохраняется 152–296 с.

Время достижения температуры солидус сплава  $T_c = 1600^{\circ}\text{C}$  на границе металл-форма при затвердевании отливки в зависимости от  $T_{\text{ме}}$  и  $D_{\text{отл}}$  составляет 0,5–0,75 с, а в ее центре 6–215 с. Поверхностный слой отливки толщиной  $(1-5)\cdot 10^{-3}$  м в рассмотренных интервалах  $T_{\text{ме}}$  и  $D_{\text{отл}}$  затвердевает через 2–90 с.

С целью подтверждения расчетных данных экспериментальным путем было проведено термометрирование поверхностного контактного слоя пяти цилиндрических  $D=50$  мм и высотой 500 мм керамических форм в условиях их стационарной заливки сплавом ВТ20Л при  $T_{\text{ме}} = 1737 \pm 10^{\circ}\text{C}$  в печи ВДЛ-5. Формы с температурой  $25 \pm 2^{\circ}\text{C}$  в данном случае выполняли роль центрального заливочного стояка, т.е. располагались в заливочном контейнере вертикально. Для замера температуры использовали термпары типа ПР30/6 и шлейфовый осциллограф К20-22. Расхождение полученных данных с расчетными не превышало 2,32%, что подтвердило возможность использования разработанной методики для расчета НТП на ЭВМ.

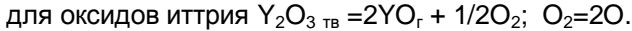
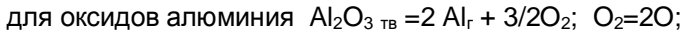
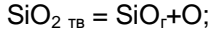
Таким образом, выбранная методика позволила с достаточной точностью установить характер распределения во времени НТП в стенке керамической формы при затвердевании титановых отливок с учетом различных параметров литья. Это дало возможность в дальнейшем изучить и количественно оценить поведение материалов формы в условиях формирования титановых отливок, а также процессы взаимодействия, протекающие в системе титан-форма.

При высоких температурах в условиях вакуума огнеупорные материалы способны подвергаться возгонке и термической диссоциации (инконгруэнтному испарению).

Устойчивость оксидов к термической диссоциации оценивали по летучести, выраженной через суммарное давление паров продуктов диссоциации и по скорости испарения оксидов, определяе-

мой в зависимости от парциального давления кислорода по уравнению Герца-Лэнгмура.

Наиболее термодинамически вероятно по данным [1] протекание следующих реакций:



Следовательно, основными продуктами инкогруэнтного испарения кремнезёма будут монооксид кремния молекулярный и атомарный кислород, оксида алюминия – одноатомные газы алюминия и кислорода, а оксида иттрия – монооксид иттрия и одноатомный кислород.

Суммарное давление паров  $\sum P_{\text{SiO}_2}$ , а также парциальные давления  $P_{\text{SiO}}$  и  $P_{\text{O}_2}$  над кремнеземом находили по данным [2, 3]:

$$\lg \sum P_{\text{SiO}_2} = -27597/T + 8,99; \quad (1)$$

$$\lg P_{\text{SiO}} = -27505/T + 8,71; \quad (2)$$

$$\lg P_{\text{O}_2} = -27809/T + 8,29. \quad (3)$$

Суммарное давление  $\sum P_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ , а также парциальные давления  $P_{\text{Al}}$  и  $P_{\text{O}}$  над оксидом алюминия определяется по данным [3]:

$$\lg \sum P_{\text{Al}_2\text{O}_3} = -321185/T + 8,25; \quad (4)$$

$$\lg P_{\text{Al}} = -31938/T + 7,61; \quad (5)$$

$$\lg P_{\text{O}} = -32089/T + 7,93. \quad (6)$$

Суммарное давление  $\sum P_{\text{Y}_2\text{O}_3}$  над оксидом иттрия по данным [3]:

$$\lg \sum P_{\text{Y}_2\text{O}_3} = -35799/T + 9,286. \quad (7)$$

В данных уравнениях давление выражается в атмосферах, а температура – в Кельвинах.

Скорость испарения оксидов определяли через максимальный поток компонентов, используя уравнение Герца-Лэнгмюра:

$$J_i \max = \left(2 \cdot \pi \cdot M_i \cdot R \cdot T\right)^{-\frac{1}{2}} \cdot P_i, \quad (8)$$

где  $J_i \max$  – максимальный поток  $i$ -го компонента, покидающего поверхность вещества, моль/см<sup>2</sup>с;  $M_i$  – молекулярная масса  $i$ -го компонента;  $R$  – универсальная газовая постоянная, см<sup>3</sup>·атм/К·моль;  $T$  – абсолютная температура, К;  $P_i$  – парциальное равновесное давление  $i$ -го компонента над поверхностью  $i$ -го вещества.

Применительно к испарению оксидов парциальные давления  $P_{\text{SiO}}$  и  $P_{\text{Al}}$  удобнее выразить через  $P_{\text{O}_2}$ , используя константу равновесия рассматриваемых реакций с учетом того, что активности конденсированных фаз  $\text{SiO}_2$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  равны 1.

Тогда  $P_{\text{SiO}}$  и  $P_{\text{Al}}$  можно записать в виде уравнений:

$$P_{\text{SiO}} = \exp\left(-\Delta G_T^0 / R \cdot T\right) \cdot P_{\text{O}_2}^{-1/2}, \quad (9)$$

$$P_{\text{Al}} = \exp\left(-\Delta G_T^0 / 2 \cdot R \cdot T\right) \cdot P_{\text{O}_2}^{-3/4}, \quad (10)$$

где  $\Delta G_T$  – изменение энергии Гиббса для соответствующих реакций.

Подставляя  $P_{\text{SiO}}$  и  $P_{\text{Al}}$  в уравнение Герца-Лэнгмюра и выражая потоки SiO и Al в граммах, получили следующие выражения:

$$J_{\text{SiO}_2} = \left(2 \cdot \pi \cdot M_{\text{SiO}} \cdot T \cdot P_{\text{O}_2} \cdot R\right)^{-1/2} \cdot M_{\text{SiO}} \cdot 10^{(-G_T^0 / 19,15 \cdot T)}; \quad (11)$$

$$J_{\text{Al}_2\text{O}_3} = \left(2 \cdot \pi \cdot M_{\text{Al}} \cdot T \cdot R\right)^{-1/2} \cdot P_{\text{O}_2}^{-3/4} \cdot 0,5 \cdot M_{\text{Al}_2\text{O}_3} \cdot 10^{(-G_T^0 / 38,3 \cdot T)}. \quad (12)$$

Здесь скорость потока вещества  $J$  выражается в г/см<sup>2</sup>, а значения  $\Delta G_T^0$  рассчитываются по данным [4].

Для определения скорости испарения оксида иттрия целесообразно воспользоваться следующей формулой [5]

$$J_{\text{Y}_2\text{O}_3} = \left(2 \cdot \pi \cdot R \cdot M_{\text{YO}} \cdot T\right)^{-1/2} \cdot P_{\text{O}_2}^{-1/4} \cdot 0,5 \cdot M_{\text{Y}_2\text{O}_3} \cdot K_p^{1/2}, \quad (13)$$

где  $K_p$  – константа реакции диссоциации оксида иттрия [5].

Результаты расчета давлений паров над оксидами кремния и алюминия и максимальных потоков их испарения в зависимости от температуры и  $P_{O_2}$  приведены в таблице.

Полученные данные свидетельствуют о том, что кремнезем обладает низкой устойчивостью к испарению и к термической диссоциации в вакууме уже при температуре формы  $1400^\circ\text{C}$ , когда давление паров над ним достигает  $0,0032$  Па. При повышении температуры до  $1580\text{--}1700^\circ\text{C}$  суммарное давление паров возрастает до  $0,133\text{--}1,03$  Па, то есть становится равным остаточному давлению, создаваемому при литье титана в вакуумно-заливочных установках. Поэтому в условиях контакта электрокорундовых форм с расплавленным титаном, когда их контактный слой прогревается до температур выше  $1574^\circ\text{C}$ , кремнезем связующего подвергается испарению, характеризующемуся наибольшей интенсивностью выделения газообразных продуктов. По данным расчета НТП таким условиям отвечает формирование титановых отливок с толщиной стенки  $(1\text{--}5)\cdot 10^{-3}$  м при  $T_{\text{ме}} = 1750\text{--}1800^\circ\text{C}$ . Температурный режим форм обеспечивает в этом случае интенсивное протекание диссоциации кремнезема на глубине приконтактного слоя до  $(0,17\text{--}1,06)\cdot 10^{-3}$  м в течение  $15\text{--}340$  с.

В отличие от кремнезема, оксид алюминия обладает достаточно высокой устойчивостью к термической диссоциации в вакууме. Давление пара над оксидом алюминия в исследуемом интервале температур более чем в  $1000$  раз ниже, чем над кремнеземом, и не превышает  $0,0009$  Па.

Значения  $\sum P_{Al_2O_3}$  не достигает давления разряжения  $0,133\text{--}1,33$  Па, создаваемых в плавильно-заливочных установках при литье титановых сплавов. Например, возгонка оксида алюминия даже в вакууме  $0,133$  Па может начаться лишь при  $T > 2000^\circ\text{C}$ .

Существенно отличаются оксиды кремния и алюминия друг от друга и по скорости испарения. Например, скорость испарения кремнезема в вакууме  $1,33$  Па ( $P_{O_2} = 0,25$  Па) при  $T = 1600^\circ\text{C}$  составляет  $43,6\cdot 10^{-7}$   $\text{кг}/\text{м}^2\cdot\text{с}$  и превышает поток продуктов диссоциации оксида алюминия в  $7740$  раз. В исследуемом интервале температур и давлений скорость испарения кремнезема более чем в  $1000$  раз выше скорости потока продуктов разложения  $Al_2O_3$ . Оксид иттрия является наиболее термохимически устойчивым материалом (см. таблицу).

## Давление паров и скорости испарения оксидов

Обозначение показателей	Единицы измерения	Значения показателей при температурах формы, °С			
		1400	1500	1600	1700
$\sum P_{\text{SiO}_2}$ ,	$10^{-2}$ Па	0,316	2,73	18,4	103,3
в т.ч. $P_{\text{SiO}}$	$10^{-2}$ Па	0,19	1,59	10,7	61,8
$P_{\text{O}_2}$	$10^{-2}$ Па	0,047	0,41	2,8	21,7
$\sum P_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ ,	$10^{-5}$ Па	0,104	1,27	11,8	90,1
в т.ч. $P_{\text{Al}}$	$10^{-5}$ Па	0,033	0,41	3,6	27,3
$P_{\text{O}}$	$10^{-5}$ Па	0,057	0,69	6,4	48,4
$\sum P_{\text{Y}_2\text{O}_3}$ ,	$10^{-6}$ Па	0,0783	1,26	15,06	140,37
$J_{\text{SiO}_2}$ при $P_{\text{O}_2}$ , Па					
$0,2 \cdot 10^5$	$10^{-7}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	0,014	0,079	0,49	0,66
0,25	$10^{-7}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	1,29	6,95	43,6	131,7
0,02	$10^{-7}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	4,58	22,2	139,0	421,6
0,01	$10^{-7}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	6,45	35,2	220,0	665,0
$J_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ при $P_{\text{O}_2}$ , Па					
$0,2 \cdot 10^5$	$10^{-11}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	0,0006	0,0062	0,066	0,114
0,25	$10^{-11}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	0,51	5,28	56,3	323,1
0,02	$10^{-11}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	3,37	35,14	375,1	2148,8
0,01	$10^{-11}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	5,67	59,1	631,0	3610,0
$J_{\text{Y}_2\text{O}_3}$ при $P_{\text{O}_2}$ , Па					
$0,2 \cdot 10^5$	$10^{-18}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	0,00046	0,032	1,38	415,7
0,25	$10^{-18}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	0,058	3,977	174,18	52438
0,02	$10^{-18}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	0,109	7,478	327,51	98600
0,01	$10^{-18}$ кг/м <sup>2</sup> ·с	0,129	8,864	388,22	116877

Таким образом, термодинамический анализ показал, что кремнезем силикатного связующего в формах с электрокорундовым наполнителем является неустойчивым к термической диссоциации в условиях формирования отливок из титановых сплавов. Например, количество газообразных продуктов  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{SiO}$  и  $\text{O}$ , выделяющихся при испарении и диссоциации кремнезема при литье титана в соответствии с найденными значениями  $\tau_{\text{зп}}$  и  $\tau_{\text{нф}}$  может составить  $(1-3,5) \cdot 10^{-3}$  кг/см<sup>2</sup>. Это характерно для всех кремнеземсодержащих связующих материалов, в том числе и водных кремнезелей, химическая активность которых выше, чем у этилси-

ликатов из-за наличия в них оксидов щелочных металлов Na и K. Оксид иттрия является наиболее термохимически устойчивым материалом, давление его паров в интервале температур прогрева форм 1400–1700°C в 3–8 раз, а скорость испарения на несколько порядков меньше, чем оксида алюминия. Однако при температурах прогрева форм до 1700°C в период затвердевания отливки принципиальных отличий инертности оксида алюминия и иттрия к заливаемым титановым сплавам нет. В данных условиях определяющим материалом формы, вызывающим образование дефектов и видоизмененного слоя, является кремнезем связующего.

Взаимодействие титана с электрокорундовой керамической формой на силикатном связующем можно разделить на два этапа. На первом этапе при заполнении формы металлом и до затвердевания поверхности отливки, когда наблюдается непосредственный контакт жидкого металла с формой, преимущественно протекает прямое восстановление кремнезема связующего титаном с образованием оксидов  $TiO$ ,  $TiO_2$  и выделением кремния. Нельзя полностью исключить в данный момент и окисление титана газообразными продуктами испарения и диссоциации оксидов формы.

Расчеты показывают, что при  $T > 1400^\circ C$  вероятно также реакция, идущая с образованием  $TiO$  и газообразного  $SiO$ . Причем в вакууме вероятность протекания данной реакции возрастает. При  $T > 1600^\circ C$  со значительно меньшей вероятностью возможна параллельная реакция восстановления титаном оксида алюминия с образованием  $Al$  и  $TiO$ . На данном этапе сильнейшими окислителями титана также являются содержащиеся в форме примеси в виде оксидов  $FeO$ ,  $Na_2O$  и др. На втором этапе, после затвердевания поверхности отливки, окисление титана протекает в основном только за счет газообразных продуктов испарения и диссоциации кремнезема:  $SiO$ ,  $O_2$ ,  $O$ . В вакууме окисление титана монооксидом кремния термодинамически возможно до  $997^\circ C$  по реакции  $2SiO + Ti \leftrightarrow TiO_2 + 2Si$ , а при  $T > 997^\circ C$  по реакции  $SiO + Ti \leftrightarrow TiO + Si$ . Но наиболее активно на данном этапе титан взаимодействует с кислородом. Это объясняется хорошей растворимостью и относительно высокой скоростью диффузии кислорода в твердом титане. Например, коэффициент диффузии кислорода в  $\beta$ -титане при  $T = 900\text{--}1200^\circ C$  составляет  $(1,4\text{--}4,5) \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$ . При взаимодействии титан образует с кислородом твердые растворы внедрения, когда атомы кислорода легко внедряются в октаэдри-

ческие пустоты решетки титана и, искажая ее, вызывает укрупнение и переориентацию пластин  $\alpha$ -фазы.

В результате взаимодействия с формой, по данным химического анализа поверхностного слоя титановых отливок, содержание кислорода в нем на порядок выше, чем в матричном металле, а концентрация кремния возрастает почти в 2,5 раза. Негативное влияние кремнезема связующего на качество титановых отливок подтверждается также результатами исследования микроструктуры и определения микротвердости их поверхностного слоя.

Экспериментально установлено, что с уменьшением содержания в электрокорундовой форме кремнезема с 4–5% до 1,5–2% микротвердость поверхности отливок снижается на 800–1000 МПа, а глубина их видоизмененного слоя с повышенной микротвердостью – в 1,4–1,5 раза.

Негативное влияние кремнезема формы проявляется и через образование на отливках поверхностных дефектов, обнаруживаемых при люминесцентной дефектоскопии. Исследование таких дефектных мест на микрорентгеноспектральном анализаторе РЭМ-100У показало значительное увеличение в них концентрации кремния и железа по сравнению с матричным металлом. Железо в данном случае попадает в титан за счет его восстановления из оксидов, находящихся в форме в виде примесей. Повышение концентрации алюминия как в поверхностном слое отливок, так и в местах поверхностных дефектов не наблюдалось. Это еще раз подтверждает достаточно высокую устойчивость в данных условиях оксида алюминия к заливаемым титановым сплавам.

Таким образом, проведенный комплекс исследований по определению НТП литейной формы, поведению оксидов при установленном температурном режиме, условий их взаимодействия с титаном однозначно показал необходимость блокирования взаимодействия кремнезема литейной формы с заливаемым металлом, максимально возможного снижения его содержания в форме или замены его на другое связующее, более химически устойчивое к титану.

#### Список литературы

1. Куликов, И.С. Термодинамика оксидов: справочник / И.С. Куликов. М.: Металлургия, 1986. 344 с.
2. Термодинамические константы индивидуальных веществ: справочник: в 4 т. / под ред. В. Глушко. М.: Наука, 1978.



3. Казенас, Е.К. Давление и состав пара над окислами химических элементов / Е.К. Казенас, Д.М. Чижиков. М.: Наука, 1976. 342 с.
4. Элиот, Д.Ф. Термохимия сталеплавильных процессов: пер с англ. / Д.Ф. Элиот, М. Глейзер, В. Рамакришна. М.: Metallургия, 1969. 252 с.
5. Куликов, И.С. Термическая диссоциация соединений / И.С. Куликов. М.: Metallургия, 1969. 576 с.

УДК 621.742.4: 661

**А.П. Фирстов, Н.Д. Фирстова**

Нижнетагильский технологический институт (филиал)  
Уральского федерального университета

### **ВЫБИВАЕМОСТЬ ЖИДКОСТЕКОВЫХ СМЕСЕЙ**

При использовании жидкостекловых смесей наряду с достоинствами, касающимися упрочнения форм и стержней без теплового воздействия и относительно низкой стоимости жидкого стекла, встречается и ряд определенных производственных трудностей. К ним следует отнести затрудненную выбиваемость стержней из отливок вследствие повышенной спекаемости жидкого стекла с формовочным песком [1].

Затрудненная выбиваемость жидкостекловых смесей подтверждается многими исследователями. Одним из перспективных направлений улучшения выбиваемости ЖС смесей является уменьшение в них содержания жидкого стекла, а также введения в их состав добавок на основе углеродосодержащих материалов (УСМ).

В современном литейном производстве предлагаемые добавки заметно улучшают выбиваемость жидкостекловых смесей, однако во многих случаях это улучшение является недостаточным и не исключает больших энергозатрат при выбивке. Кроме того, некоторые добавки ухудшают экологическую и санитарно-гигиеническую атмосферу в цехе. Так, например, добавки основных фосфатных солей (триполифосфат натрия, полифосфаты

натрия, триэтилфосфат натрия и др.) при заливке металлом выделяют пары оксида фосфора  $P_2O_5$ , что вредно действует на здоровье работающих и загрязняет окружающую среду, поэтому экологическая обстановка литейных цехов требует продолжения работ по созданию смесей с нетоксичными связующими материалами и добавками [2,4].

Одним из направлений по снижению затрат на выбиваемость жидкостекольных смесей является введение в смеси углеродосодержащие добавки.

В качестве углеродосодержащей добавки в состав стержневых жидкостекольных смесей в ОАО «НПК "Уралвагонзавод"» вводили УСМ на основе мелкодисперсной пыли коксового производства (Коксохимпроизводство, г. Нижний Тагил), с помощью которого удалось уменьшить работу выбивки из отливки с толщиной стенки 20 мм с 61,8 до 27,8 Дж. Применяемая добавка нетоксична, недефицитна, хорошо совмещается с жидким стеклом. Ее содержание в стержневой смеси – не более 0,6%.

Влияние УСМ на выбиваемость оценивали на стержневой смеси следующего состава (%): кварцевый песок марки 2К02 – 100; асбестовая крошка 3; глина 2,54–2,66; каустическая сода 1,45; жидкое стекло с модулем 3 – 4,8–5,2. Время перемешивания в бегунах – 10–15 мин. Свойства смесей без добавки (I) и с добавкой (II) приведены в табл. 1. Работу выбиваемости определяли по стандартной методике путем заливки расплавом углеродистой стали 20Л при температуре 1520–1540<sup>0</sup>С цилиндрических образцов диаметром и высотой 50 мм, с последующей их выбивкой из отливок на лабораторном копре [3]. Образцы перед заливкой отверждали в печи при температуре 270–300<sup>0</sup>С.

Таблица 1

Свойства	I	II
Газопроницаемость	70–205	358–373
Прочность на сжатие в сыром состоянии, МПа	0,018–0,028	0,012–0,022
Прочность на разрыв в сухом состоянии, МПа	1,0–1,5	0,8–1,1
Влажность, %	3,5–3,75	3,25–3,75

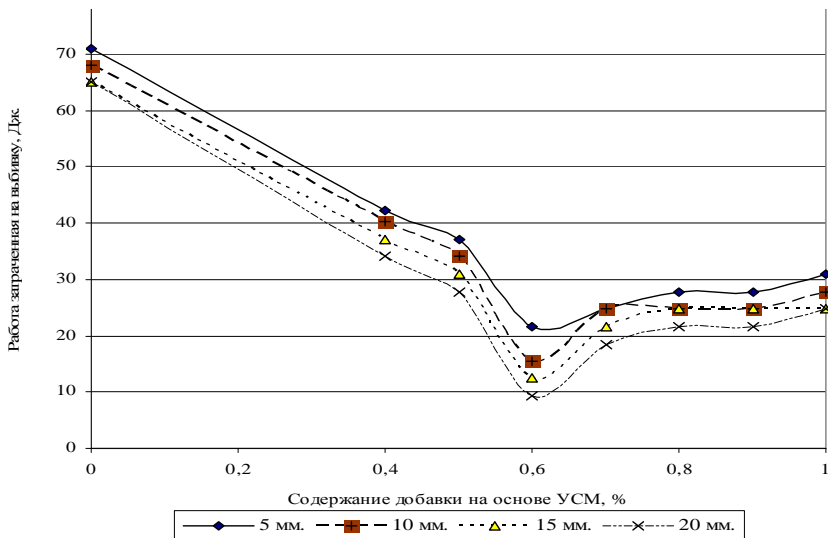
Анализ данных табл. 1 показывает, что введение добавки в заводскую смесь улучшает газопроницаемость и несколько уменьшает прочность в сыром и сухом состоянии. Последнее, очевидно, вызвано увеличением суммарной поверхности частиц фор-

мовочной смеси за счет введения тонкодисперсной добавки, что приводит к снижению прочности при одинаковом содержании связующего.

Для определения оптимального содержания добавки в составе стержневой смеси проведено исследование влияния ее количества на выбиваемость из отливок с толщиной стенок 5, 10, 15 и 20 мм. Экспериментальные данные приведены в табл. 2 и на рисунке.

Таблица 2

Содержание добавки, %	Работа выбиваемости А, Дж. при толщине стенки отливки $\Delta_{отл}$ , мм			
	5	10	15	20
0	71	68	65	65
0,4	42,3	40,2	37	34
0,5	37	34	30,9	27,8
0,6	21,6	15,5	12,4	9,3
0,7	24,7	24,7	21,6	18,5
0,8	27,8	24,7	24,7	21,6
0,9	27,8	24,7	24,7	21,6
1,0	30,9	27,8	24,7	24,7



Зависимость работы выбиваемости от количества добавки УСМ

Из табл. 2 и рисунка видно, что увеличение количества добавки до 0,6 % заметно уменьшает работу выбиваемости для всех отливок. При дальнейшем увеличении содержания добавки работа выбиваемости несколько увеличивается, но остается значительно меньше, чем у смесей без добавок.

Это можно объяснить неполным выгоранием добавки и возможным упрочнением пленки связующего.

Работа выбиваемости уменьшается также и с увеличением толщины стенки экспериментальной отливки. Аналогичная тенденция наблюдается и у стержневых смесей без добавок УСМ.

#### Список литературы

1. Лясс А.И. Быстротвердеющие формовочные смеси. М.: Машиностроение, 1965. 332 с.
2. Дорошенко С.П. и др. Получение отливок без пригара в песчаных формах. М.: Машиностроение, 1978. 207 с.
3. Медведев Я.И., Валисовский И.В. Технологические испытания формовочных материалов. М.: Машиностроение, 1973. 312 с.
4. Цибрик А.Н. Физико-химические процессы в контактной зоне металл-форма. Киев: Наук. думка, 1977. 211 с.

УДК 621.74

**О.Н. Великжанина, А.М. Долгополов, Л.Б. Долгополова**  
Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И.Носова

#### **АНАЛИЗ БРАКА ОТЛИВОК**

Одной из задач литейного производства является сокращение потерь от брака отливок. Работа по его предотвращению систематически ведется в каждом литейном цехе. Главное не только выявить дефекты, но определить причины, вызывающие эти пороки и назначить мероприятия по их предупреждению. Системой классификации дефектов предусмотрена классификация пороков литья по причинам их образования, по внешнему виду, форме,

размерам и расположению на отливке. В литейных цехах чаще всего дефекты классифицируются по внешним признакам.

Проведя сравнительный анализ брака отливок одного из литейных цехов по отделениям: формовочному, плавильному, обрубному, механической обработки, выявили, что наибольшее количество брака получается по вине формовочного отделения, наименьшее – механического (рис.1).

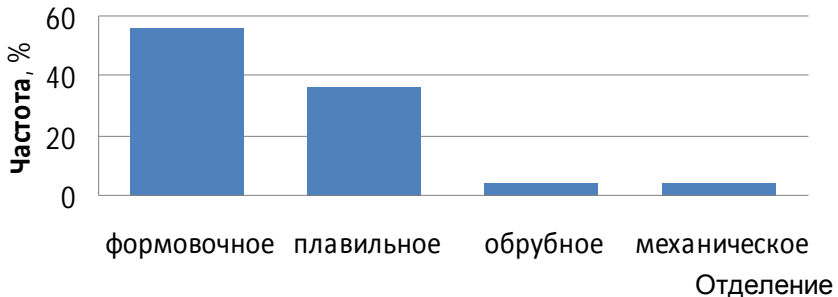


Рис.1. Сравнительная диаграмма распределения брака отливок по отделениям

На рис.2 приведена диаграмма распределения основных видов брака отливок.

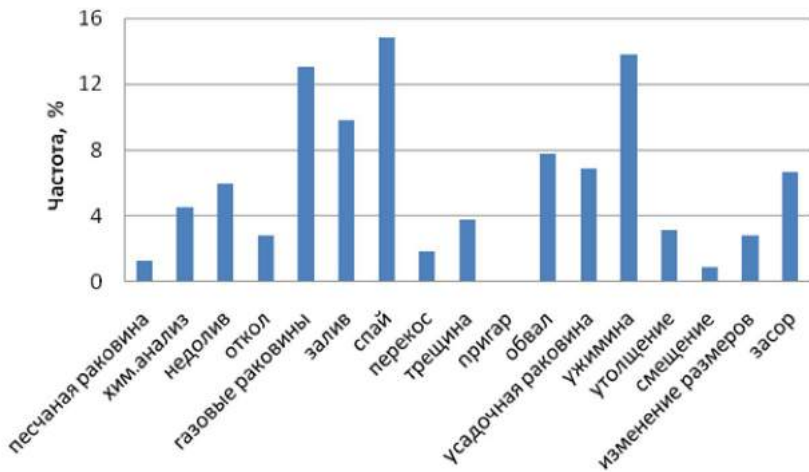


Рис.2. Брак отливок

Основной вид брака отливок – спай – дефект в виде углубления на поверхности отливки, образовавшийся неполностью слившимися потоками прерванного при заливке или преждевременно застывшего в форме металла (рис.3). Внешне дефект выражается в образовании разнообразных по размерам и форме углублений, рубцов или швов на поверхности отливок.



Рис.3. Спай

Почти седьмая часть цехового брака отливок – это ужимины (рис.4), дефект на поверхности отливки в виде заполненного формовочным материалом и прикрытого слоем металла углубления с пологими краями, образовавшегося вследствие отслоения переувлажненной формовочной смеси при заливке металла. Недостаточная газопроницаемость смеси, ее малая прочность, повышенная влажность, неравномерное уплотнение смеси, повышенная температура заливаемого металла повышают вероятность появления ужимин.



Рис.4. Ужимины

Усадочные раковины (рис.5) образуются в результате того, что при затвердевании отливки сначала застывает наружная поверхностная корка, а заключенный внутри этой корки жидкий металл, испытывающий при своем охлаждении и затвердевании также уменьшение в объеме, оказывается лишенным источника его пополнения. Отклонения от заданного химического состава, высокая температура и скорость заливаемого металла, нетехнологичность отливки повышают вероятность образования усадочных раковин.



Рис.5. Усадочные раковины

Газовые раковины (рис. 6) чаще всего возникают из-за недостаточной газопроницаемости формы, неправильной установки газоотводящих каналов при формовке и неправильного выбора технологии формовки.



Рис.6. Газовые раковины на поверхности отливки

Залив – дефект отливки в виде неопределенной формы ребер, выступов или приливов на теле отливки, не предусмотренных чертежом. Обычно они располагаются по разъему формы или в зазорах между отдельными ее частями (рис.7).



Рис.7. Залив, образовавшийся между стержнями

Зазоры между отдельными частями формы возникают в результате погрешности при их изготовлении и сборке, деформации формы при заливке под действием гидростатического напора металла. Проникновение металла в зазоры определяется комплексом технологических факторов и свойств, связываемых понятием заполняемости. Заполняемость, а следовательно, величина заливов возрастает при увеличении температуры жидкого металла, увеличении скорости подъема зеркала металла, увеличении толщины зазора. Удаление заливов почти не поддается механизации и требует больших затрат тяжелого ручного труда.

Плохое качество формовочной смеси, неудовлетворительная вязкость связующих компонентов, недостаточное уплотнение формы, дефекты модельной оснастки, некачественное противопригарное покрытие вызывают обвалы формы, которые выявляются после извлечения модельной оснастки. Этот вид дефекта исправим, если обвал формы произошел до заливки ее металлом.

Одна из основных причин брака отливок в формовочном отделе – разрушение формы, вызывающее засор (рис.8) или песчаные раковины (рис.9). Выявить эти дефекты можно только после выбивки. Размер, количество и местонахождение песчаных раковин зависят от места и размера разрушения формы. Чаще всего они располагаются непосредственно на поверхности отливки. Песчаные раковины обычно сопровождаются дефектами других



видов: заливами в результате заполнения металлом полостей, образующихся при разрушении формы; шероховатостью поверхности в местах смыва формы и др.



Рис.8. Засор формы



Рис.9. Песчаные раковины

Качественная разработка и строгое выполнение технологии изготовления форм и стержней, точное соблюдение правил заливки форм снижают риск образования песчаных раковин.

В зависимости от количества, размера и местонахождения песчаные раковины могут быть исправимым или неисправимым дефектом.

В формовочном отделении контролируются твердость форм, химический состав и газопроницаемость формовочной смеси.

Недолив, горячие и холодные трещины, спай, усадочные раковины ужимины – брак плавильного отделения. Причины, вызывающие его, следующие: несоответствие температуры заливки

металла, неправильный выбор температурных режимов заливки и охлаждения отливки. Не последнюю роль на качество отливки оказывают конфигурация, габариты и масса отливки.

В обрубном отделении количество несоответствующих качеству отливок зависит от технических характеристик оборудования и человеческого фактора. Несоответствие проявляется в изменении литейных размеров и габаритов, трещинах от перегрева при очистке, повреждении тела отливки при отделении литниковой системы.

В формовочно-заливочно-обрубном отделении, как правило, визуальный контроль. На этом этапе необходимо отметить влияние такого фактора, как освещенность рабочих мест.

Отливки, которые планируется запустить в производство, проходят контрольную отливку, когда измеряются все ее размеры. Кроме того, каждая десятая отливка одного вида должна проходить контроль на соответствие геометрических размеров и габаритов.

На брак в механическом цехе большей частью влияет квалификация рабочего. Другим определяющим фактором является исправность оборудования, его своевременный и профилактический ремонт. Необходимо учитывать химический состав отливки, ее физические и прочностные свойства. При несоответствии этих качеств заданным отливка разрушается под действием нагрузок станка. Очень часто при механической обработке вскрывается такой литейный брак, как газовые и усадочные раковины.

Брак в механическом отделении заключается в несоответствии размеров обработанных поверхностей отливки размерам на чертежах. В отделении производится полный контроль литейных и обрабатываемых поверхностей, а также проводится визуальный контроль на наличие всевозможных дефектов.

В целом на качество отливок большое влияние оказывают технология формовки и заливки, качество шихтовых материалов, качество формовочных материалов, внешние факторы: своевременная поставка материалов, бесперебойное обеспечение электроэнергией, освещенность, температура воздуха в цехе, оборудование рабочих мест.

В цехе большое внимание уделяется качеству модельной оснастки. При подготовке к формовке каждая модель проходит контроль на соответствие чертежу и технологии изготовления, производится текущий ремонт и заделка дефектов. При изготовлении нового вида модели отливка проходит контрольные испытания

и замеры, поэтому несоответствия модельной оснастки ликвидируются на начальном этапе технологического процесса.

Дефекты в отливках вызываются в первую очередь неудовлетворительной организацией производства и только потом нарушением технологического процесса исполнителями. Главными организационными причинами, вызывающими различные пороки отливок, являются недостаточное внимание к подготовке производства и неудовлетворительная организация контроля.

Правильная подготовка производства предполагает своевременное снабжение его качественной технической документацией (чертежами литых деталей, картами технологического процесса, литейной технологией, выполненной в соответствии с ГОСТ 2.423-73, технологическими инструкциями, рецептурами и т.п.); систематическое поддержание производственного оборудования, опочно-модельной оснастки и инвентаря в надлежащем рабочем состоянии; своевременное снабжение литейных цехов материалами в необходимых количествах и надлежащего качества, обусловленного нормами расхода и требованиями стандартов предприятия по входному контролю; правильное хранение исходных материалов (защиту их от воздействия влаги, загрязнения, смешивания) и т.д.

Немаловажными факторами, способствующими предупреждению возникновения дефектов и брака отливок, являются организация рабочего места, улучшение условий труда рабочих, воспитание у них строгой исполнительской дисциплины, выдача работы в соответствии с квалификацией рабочего, выявление и анализ дефектов и брака отливок и разработка организационно-технических мероприятий, направленных на их ликвидацию с обязательным доведением причин возникновения брака до сведения конкретных виновников.

---

---

**Раздел 3****СПЕЦИАЛЬНЫЕ ВИДЫ ЛИТЬЯ**

УДК 621.746.628.047:66.065.5:669.3

**К.Н. Вдовин, А.А. Нефедьев**Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова**МЕДНЫЙ СПЛАВ ДЛЯ СТенок КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ**

Известно, что основной проблемой выбора материала для изготовления стенок кристаллизаторов МНЛЗ является поиск сплава, имеющего повышенную теплопроводность, чтобы работать продолжительное время при повышенных температурах, и высокую износостойкость, чтобы противостоять трению о вытягиваемый сляб. Разрабатывая новый сплав, необходимо учитывать, что теплопроводность существенно влияет на скорость роста наружной корки кристаллизующегося слитка и рабочую температуру стенок кристаллизатора.

А.К. Николаев предложил для изготовления стенок кристаллизаторов применять сплав МЗрЖ, содержащий, мас. %: 0,05–0,1 Sn; 0,02–0,07 Fe; 0,01–0,07 P; остальное Cu, который по своим механическим свойствам в 2–3 раза превосходит медь марок М1р и М2р [1].

По диаграмме состояния Cu – Fe, можно увидеть, что при концентрациях железа до 0,3% в меди можно получать стабильный однофазный твердый раствор замещения. Исследования таких сплавов показали, что они имеют более высокую, чем чистая медь износостойкость и твердость (рис. 1 и 2) [2, 3].

Кроме того, анализ микроструктуры исследуемых низколегированных медных сплавов (ГОСТ 21073.4-75) показал, что для образцов, содержащих железо в пределах растворимости, т.е.  $c = 0–0,3$  мас. %, характерна мелкозернистая структура (рис. 3). Большинство зёрен имеют вид многогранников с размером порядка  $d_m \approx 0,09$  мм, а средний размер зёрен с увеличением содержания

железа уменьшается (рис. 4), что приводит к улучшению некоторых механических свойств этих сплавов, например твердости (см. рис.1).

Кроме того, сплавы меди с содержанием железа с  $\leq 0,3\%$  мас. представляют собой однофазные кристаллические твёрдые растворы замещения, удовлетворяющие правилу Юм-Розери. Согласно диаграмме состояния системы Cu-Fe это  $\alpha$ -фаза, т.е. низколегированный сплав меди, имеющий ОЦК-структуру.

Исследования микроструктуры меди, легированной Fe, позволили сделать вывод – количество железа влияет на величину зерен в сплаве. В пределах растворимости Fe в меди сплавы образуют  $\alpha$ -фазу, имеющую более мелкое зерно, чем сплавы с содержанием его более 0,3 мас. %. Медные сплавы с содержанием Fe ( $0,3 < c \leq 4,0$ ) мас. % –  $\alpha + \beta$ -фаза, которая представляет собой поликристалл с зернами в  $\alpha$ -фазе, с атомами железа.

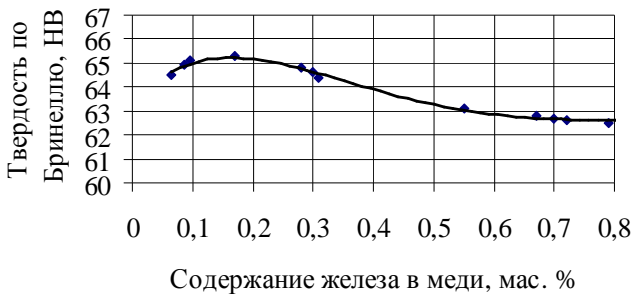


Рис. 1. Зависимость твердости по Бринеллю от содержания железа в меди

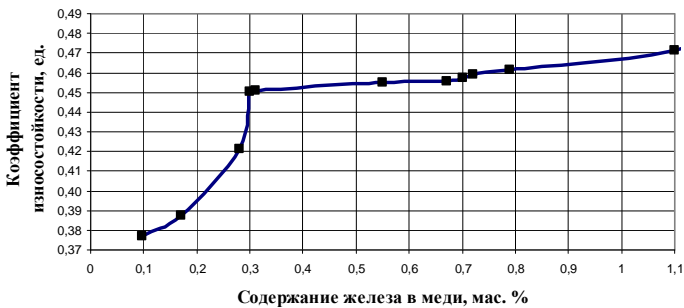


Рис. 2. Зависимость коэффициента износостойкости низколегированных сплавов Cu – Fe от концентрации железа в них

Известно, что температура рекристаллизации наряду с множеством других факторов (наличие высокодисперсных твердых фаз и т.д.), является важной характеристикой жаропрочности сплава [4]. В связи с этим провели детальные исследования поведения температуры рекристаллизации низколегированных медных сплавов, в зависимости от концентрации железа в них.

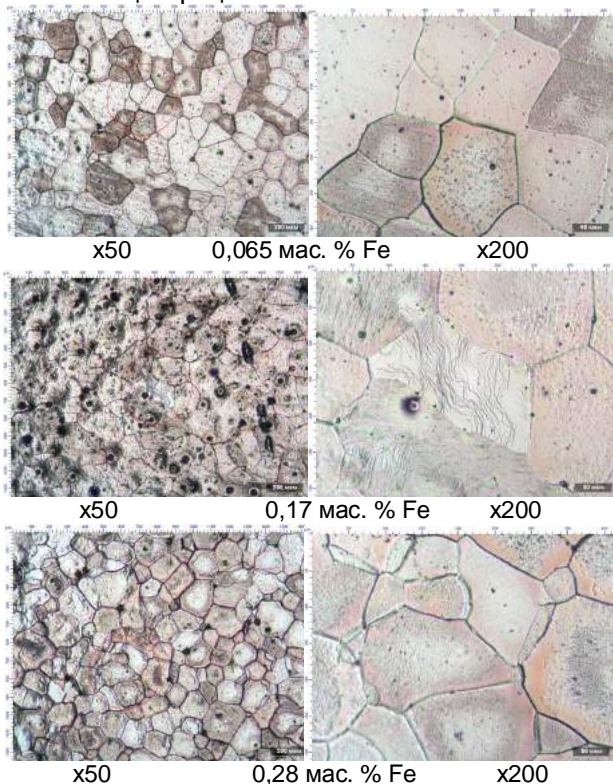


Рис. 3. Микроструктуры низколегированных медных сплавов с различным содержанием железа

Рекристаллизация металлов и сплавов – это процесс изменения их структуры, связанный с возникновением и движением границ зерен, приводящий к повышению структурного совершенства и уменьшению внутренней энергии. В зависимости от исходного состояния металла или сплава после деформации, кинетики и движущих сил процесса различают:

- первичную рекристаллизацию (или рекристаллизацию обработки);
- собирательную рекристаллизацию (рост зерен);
- вторичную рекристаллизацию.

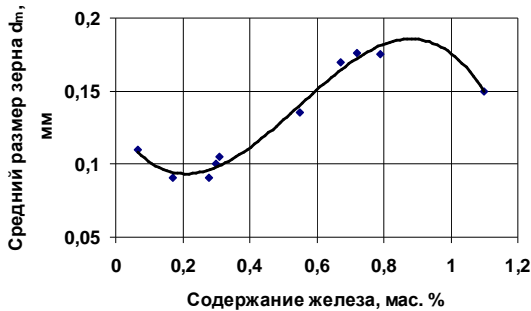


Рис. 4. Зависимость среднего размера зерна низколегированного медного сплава от содержания железа

Первичная рекристаллизация в пластически деформируемом (наклепанном) металле или сплаве реализуется при его нагреве до некоторой температуры, зависящей от степени и скорости деформации, химического состава, наличия нерастворимых примесей, скорости нагрева и длительности выдержки.

Образцы с заданным содержанием железа подвергли отжигу при температуре 650°С в течение 8 ч. Затем разделили их на пять серий для испытаний. Все образцы каждой серии были деформированы с разной величиной относительного обжатия, шаг обжатия составлял 10%. Подготовленные таким образом серии образцов подвергали последовательному отжигу. При отжиге измеряли:

- относительное изменение сопротивления ( $\Delta R / R$ );
- твердость по Бринеллю.

Эксперименты показали, что при увеличении степени пластической деформации в изотермических условиях величина электрического сопротивления растет. А при отжиге предварительно пластически деформированного до определенной величины металла его сопротивление падает до величины, соответствующей нормализованному металлу. Начало и конец падения электрического сопротивления даёт возможность рассчитать температуру наибольшей скорости отжига накопленных при пластическом деформировании структурных дефектов –  $\Delta n_g$ , т.е. температуру первичной рекристаллизации, т.к. их количество, распределение и вид в основном

определяют величину изменения электрического сопротивления  $\Delta R$ , т.е.  $\Delta R \approx f(\Delta n_g)$ .

Экспериментальные результаты исследований зависимости  $\Delta R/R$  и твердости (НВ) меди марки (М1) от температуры при заданной величине степени пластической деформации приведены на рис. 5 и 6 [5].

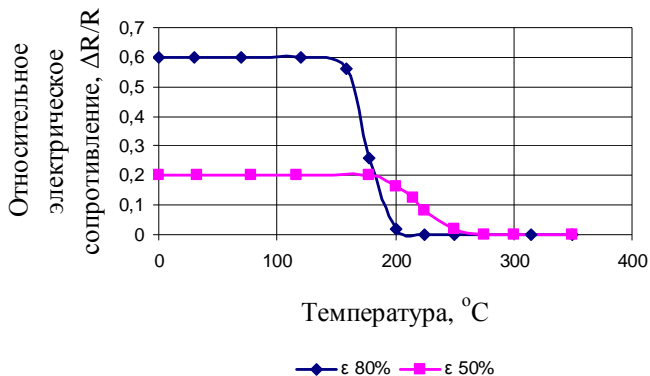


Рис. 5. Изменение относительного электрического сопротивления образца из меди (М1) от температуры при разной величине обжатия

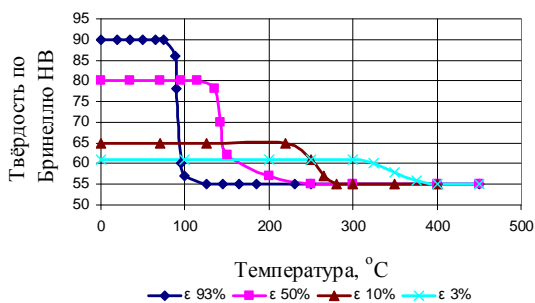


Рис. 6. Изменение твердости упрочненной меди (М1) при отжиге ( $\epsilon$  – степень обжатия)

Из анализа изменения сопротивления при отжиге упрочненной меди (М1) видно, что величина  $\Delta R/R$  в некотором температурном интервале не меняется, потом монотонно падает от  $T_{нр}$  (температура начала первичной рекристаллизации) до  $T_{кр}$  (температура конца первичной рекристаллизации) и после  $T_{кр}$  выходит на значение, соответствующее нормальному (отожженному) металлу (см. рис. 5).



Характеры поведения твёрдости и относительного сопротивления при изменении температуры аналогичны. Величина НВ определяется эволюцией микроструктуры и фазового состава исследуемого образца. Поведение  $\Delta R/R$  от температуры обусловлено изменением электронной плотности состояний за счет изменения структуры и фазового состояния, а также природой механизма рассеяния электронов. Таким образом, по характеру поведения  $\Delta R/R$  и НВ от температуры можно определить температуры начала и конца рекристаллизации.

После графического дифференцирования зависимостей  $\Delta R/R = f(T)$  и  $НВ = \varphi(T)$ , представленных на рис. 5 и 6, в температурном интервале, соответствующим началу и концу «сброса» наклепа, были найдены температуры  $T_m$ , определяющие наибольшую скорость отжига при заданном обжатии образца. График, описывающий зависимость  $T_m$  от  $\epsilon$  для меди, не содержащей железо (М1) приведен на рис. 7. Из него видно, что чем меньше величина пластической деформации, тем выше температура процесса снятия напряженного состояния (наклепа). Это может быть объяснено изменением скрытой энергии поглощения при пластической деформации [6].

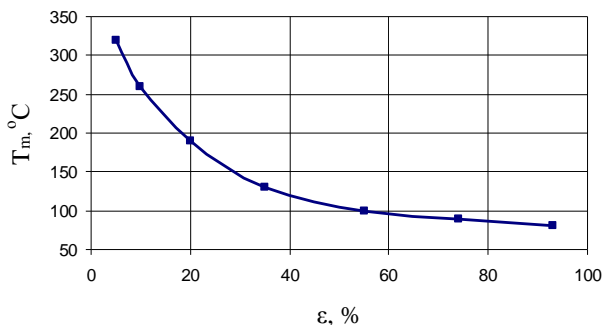


Рис. 7. Зависимость температуры  $T_m$  наибольшей скорости сброса наклепа от величины деформации  $\epsilon$

Подобные исследования провели для сплавов меди, легированных железом. Исследованные образцы содержали 0,097, 0,17, 0,28 и 0,3 мас. % Fe. Зависимости твёрдости этих образцов от величины обжатия приведены на рис. 8.

Из графиков рис. 8 видно, что при одной и той же величине обжатия образцов с разной концентрацией железа их твёрдость возрастает. Если предположить, что концентрация дислокаций в образцах с различным содержанием железа при заданной вели-

чине обжата одинакова, то увеличение твёрдости может быть связано с возрастанием числа «стопоров», образующихся за счёт введения примеси. Их тем больше, чем больше концентрация легирующей добавки. Нашли зависимость температуры первичной рекристаллизации сплавов меди от содержания железа в них, подвергнув их ступенчатому режиму отжига (рис. 9). Каждая кривая соответствует заданному обжатию. На рисунке приведена одна из серий испытаний.

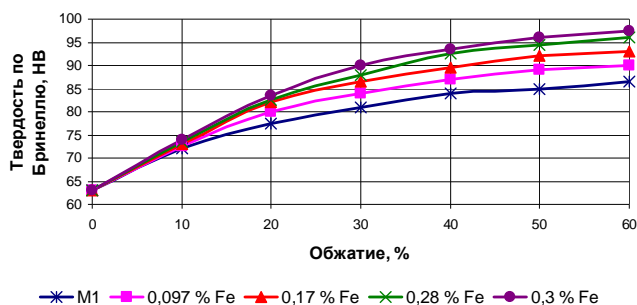


Рис. 8. Зависимость твёрдости медных сплавов с различным содержанием железа от величины обжата

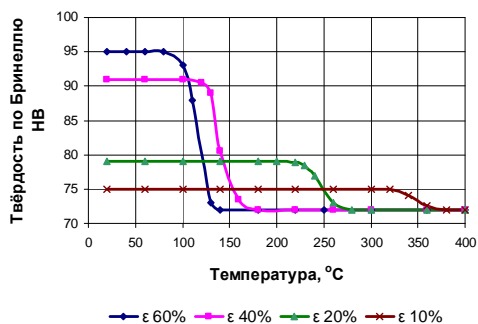


Рис. 9. Зависимость твёрдости сплава меди с 0,17% Fe от температуры отжига для разных величин обжата

Кривых  $T_m^{спл} = f(\epsilon)$  было получено пять, и каждая относилась к определенной концентрации железа в сплаве (рис. 10).

Анализ этих зависимостей показывает, что увеличение содержания легирующей добавки железа в меди повышает температуру  $T_m^{спл}$ . Увеличение температуры первичной рекристаллизации  $\Delta T_{рек}$  в пределах растворимости железа в меди ( $0 < c \leq 0,3$  мас. %

Fe) согласно экспериментальным данным составляет примерно  $60^{\circ}\text{C}$  при  $\epsilon = 10\%$ .

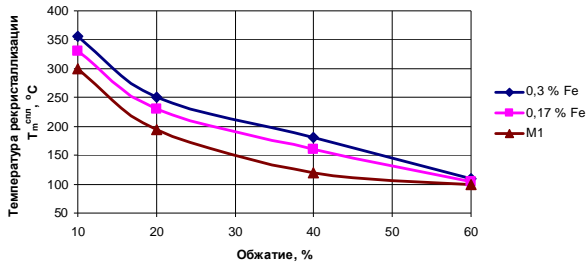


Рис. 10. Зависимость температуры первичной рекристаллизации от величины обжатия низколегированных сплавов меди с различным содержанием железа

Из проведенного комплекса исследований сплавов Cu – Fe и результатов, которые они дали, можно предложить несколько рекомендаций для их практической реализации:

1. Согласно показателям физико-механических свойств, определенных при исследовании сплавов Cu–Fe, для изготовлений стенок кристаллизаторов более предпочтительными являются сплавы с концентрацией железа в пределах  $0,17 \leq c \leq 0,25$  мас. % Fe.

2. Завершающей операцией при изготовлении медной плиты для стенки кристаллизатора должна быть обкатка ее рабочей поверхности твердосплавным роликом с величиной обжатия, немного превосходящей предел текучести используемого сплава. Эта обработка будет способствовать повышению износостойкости стенки на 15–20% по сравнению с необработанной.

Знание теплофизических свойств разрабатываемого сплава особенно необходимо в связи с интенсификацией процессов непрерывной разливки цветных и черных металлов. Особенно это важно при создании новых сплавов для изготовления стенок кристаллизаторов.

#### Список литературы

1. Николаев А.К. К дискуссии о материалах для кристаллизаторов МНЛЗ // *Металлоснабжение и сбыт*. 2004. № 7/8. С. 108 - 115.
2. Вдовин К.Н., Синицкий Е.В., Нефедьев А.А. Влияние легирования на механические и специальные свойства меди // *Особен-*

- ности обработки и применение изделий из тяжелых цветных металлов: материалы Междунар. практ. конф. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. С. 94-103.
3. Вдовин К.Н., Синицкий Е.В., Нефедьев А.А. Исследование механических свойств медных сплавов для кристаллизаторов МНЛЗ // Процессы и оборудование металлургического производства: Межрегион. сб. науч. тр. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. С. 125-130.
  4. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1977. 407 с.
  5. Изменение температуры рекристаллизации микролегированного сплава Cu-Fe от концентрации железа / К.Н. Вдовин А.А. Нефедьев, Г.А. Дубский и др. // Современная техника и технологии: сб. тр. XVI Междунар. науч. практ. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых. – Томск: Томский политехн. ун-т, 2010. Т.2. С. 199-201.
  6. Теплофизические свойства детонационно-напыленного никеля на медные пластины кристаллизаторов МНЛЗ / К.Н. Вдовин, Г.А. Дубский, Е.Н. Астапов, А.А. Нефедьев // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2008. № 2. С. 57-60.

УДК 621.074

**Л.И. Леушина**

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

### **ОЦЕНКА МИНИМАЛЬНО ДОПУСТИМОЙ ТОЛЩИНЫ СТЕНКИ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ**

При заливке металлическим расплавом оболочковая форма испытывает как силовые, так и термические напряжения. В связи с этим возникает реальная опасность разрушения оболочки, если толщина ее стенки будет недостаточной для предотвращения этого. Отсюда вытекает необходимость оценки этой толщины хотя бы в самом первом, грубом приближении.

Будем рассматривать оболочку как трубу, несущую горячую жидкость и охлаждаемую снаружи (на рисунке направление теплового потока показано сплошными стрелками, а силовое воздействие жидкости – пунктирными).

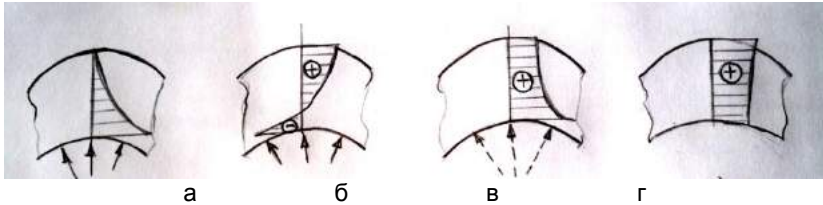


Рис. 1. Термосиловая нагрузка на оболочковую форму:  
 а – температурный градиент; б – термические напряжения;  
 в – силовые напряжения; г – суммарные напряжения

Под воздействием силового давления металлического расплава в оболочке возникают растягивающие напряжения [1]:

$$\sigma_p = 0,5 \cdot p \cdot d / s, \quad (1)$$

где  $d$  – внешний диаметр трубы, или приведенный диаметр, характеризующий кривизну оболочки, м;  $s$  – толщина ее стенки, м;  $p$  – давление расплава, Па (принимается  $p = \rho g h$ , где  $\rho$  – плотность расплава при заливке в форму;  $h$  – металлостатический напор, определяемый из технологической схемы заливки;  $g = 9,8 \text{ м/с}^2$  – ускорение свободного падения).

В результате имеем

$$\sigma_p = 0,5 \cdot \rho g h d / s. \quad (2)$$

Для упрощения принимаем, что температура и температурные напряжения изменяются поперек стенки оболочки линейно. Тогда перепад температур можно выразить через количество теплоты, проходящей через стенку в единицу времени на единицу поверхности (плотность теплового потока), по закону Фурье:

$$q = -\frac{\lambda}{s} \cdot (t_1 - t_2), \quad (3)$$

где  $\lambda$  – теплопроводность материала оболочки,  $\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$ ;

$t_1$  и  $t_2$  – температура внутренней и наружной поверхностей оболочки, °С.

Температурные напряжения рассчитываются [2]

$$\sigma_t = E \cdot \alpha \cdot (t_1 - t_2), \quad (4)$$

где  $E$  – модуль упругости материала оболочки, МПа;  
 $\alpha$  – коэффициент линейного термического расширения материала оболочки, град<sup>-1</sup>.

Тогда с учетом (3) имеем

$$\sigma_t = \frac{E \alpha q s}{\lambda}. \quad (5)$$

Из (2) и (5) видно, что термические напряжения при заданной интенсивности теплового потока возрастают по модулю с увеличением толщины стенки оболочки  $s$ , а силовые напряжения, напротив, уменьшаются.

Для суммарных напряжений получаем (суммируя (2) и (5) и принимая  $d = 2R$ , где  $R$  – внешний радиус оболочки):

$$\sigma = \sigma_p + \sigma_t = 0,5 \cdot \frac{\rho g h d}{s} + \frac{E \alpha q s}{\lambda} = \frac{R \rho g h}{s} + \frac{E \alpha q s}{\lambda}. \quad (6)$$

Далее находим минимум функции  $\sigma = \sigma(s)$ , дифференцируя (6) по  $s$  и приравнявая нулю. Получаем значение  $s$ , для которого  $\sigma$  будет минимальным:

$$s = \sqrt{\frac{\lambda R \rho g h}{E \alpha q}}. \quad (7)$$

В качестве примера приведем расчет минимально допустимой стенки оболочковой формы на основе кварца.

Для кварца имеем [3,4]:

- теплопроводность  $\lambda = 1,23 + 70 \cdot 10^{-5} T$ ; принимая  $T = 1000^\circ\text{C}$ , получаем  $\lambda = 1,93 \frac{\text{Вт}}{(\text{м} \cdot ^\circ\text{C})}$ ;

- модуль упругости  $E = 0,5 \cdot 10^5 \text{ МПа} = 5 \cdot 10^{10} \text{ Па}$  ;

- коэффициент линейного термического расширения  $\alpha = 13 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ;

- теплоемкость  $c = 0,837 + 25 \cdot 10^{-5} T$ ; принимая  $T = 1000^\circ\text{C}$ , получаем  
 $c = 1,087 \cdot 10^3 \frac{\text{Дж}}{(\text{кг} \cdot ^\circ\text{C})}$ .

Принимаем:

$\rho = 7,8 \cdot 10^3 \frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$  – плотность расплава (стали);

$h = 0,5 \text{ м}$  – металлостатический напор при заливке в форму;

$m = 0,5 \text{ кг}$  – масса оболочки;

$\Delta t = 1550 - 650 = 900^\circ\text{C}$  – перепад температур между наружной и внутренней поверхностями оболочки (при температуре заливки стали в форму  $1550^\circ\text{C}$  и температуре нагрева оболочки под заливку  $650^\circ\text{C}$ );

$F = 0,5 \text{ м}^2$  – площадь поверхности оболочки;

$\tau = 20 \text{ мин} = 1200 \text{ с}$  – контрольный интервал времени;

$R = 5 \cdot 10^{-2} \text{ м}$  – внешний радиус оболочки.

Тогда плотность теплового потока

$$q = \frac{c \cdot m \cdot \Delta t}{F \cdot \tau} = \frac{1,087 \cdot 10^3 \cdot 0,5 \cdot 900}{0,5 \cdot 1200} = 815,25 \frac{\text{Вт}}{\text{м}^2}.$$

Искомая минимально допустимая толщина стенки формы:

$$s = \sqrt{\frac{1,93 \cdot 5 \cdot 10^{-2} \cdot 7,8 \cdot 10^3 \cdot 9,8 \cdot 0,5}{5 \cdot 10^{10} \cdot 13 \cdot 10^{-6} \cdot 815,25}} = 2,6 \cdot 10^{-3} \text{ м} \approx 3 \text{ мм}.$$

#### Список литературы

1. Орлов, П.И. Основы конструирования: справочно-методическое пособие. В 2-х кн. Кн.1 / П.И. Орлов. М.: Машиностроение, 1988. 560 с.
2. Биргер, И.А. Расчет на прочность деталей машин: справочник / И.А. Биргер, Б.Ф. Шорр, Г.Б. Иосилевич. М.: Машиностроение, 1993. 640 с.
3. Теплотехника металлургического производства. В 2-х т. Т.2 / В.А. Кривандин, В.В. Белоусов, Г.С. Сборщиков и др. М.: МИСиС, 2001. 736 с.
4. Гува, А.Я. Краткий теплофизический справочник / А.Я. Гува. Новосибирск: Сибвузиздат, 2002. 300 с.

УДК 621.746.5.047

**В.В. Мошкунов, А.М. Столяров**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

**А.С. Казаков**

ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

### **МЕТОДИКА СОЗДАНИЯ ЭФФЕКТА «ИСКУССТВЕННОГО РАЗДУТИЯ» НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК**

Эффект «искусственного раздутия» непрерывнолитой заготовки используется для экспериментального определения протяженности лунки жидкого металла внутри отливаемой заготовки. Методика создания эффекта «искусственного раздутия» непрерывнолитой заготовки включает в себя несколько последовательных проводимых операций.

Вначале производится снижение скорости вытягивания сляба из кристаллизатора для того, чтобы длина лунки жидкого металла внутри заготовки уменьшилась, и конец лунки оказался перед сегментом, в котором будет искусственно вызываться раздутие сляба (рис. 1).

После этого осуществляется открытие данного сегмента – при помощи гидроцилиндров все верхние ролики сегмента (шесть неприводных и один центральный приводной) приподнимаются на несколько миллиметров (рис. 2). В результате этого сила воздействия роликов на сляб резко снижается до некоторого минимального значения, фиксируемого динамической системой управления вторичным охлаждением непрерывнолитой заготовкой, при этом приводной ролик прокручивается вхолостую.

Затем скорость вытягивания заготовки из кристаллизатора повышается с целью увеличения протяженности лунки жидкого металла (рис. 3). Вследствие этого конец лунки перемещается в открытый сегмент и происходит раздутие сляба. При этом сила воздействия роликов на входе в сегмент резко возрастает. В данный момент времени доля жидкой фазы внутри заготовки составляет около 80% [1] и соответствует «границе выливаемости», при которой еще возможна подпитка двухфазной зоны расплавом. Зная расстояние от поверхности жидкого металла в кристаллиза-



торе до входа в открытый сегмент, можно определить фактическую длину лунки жидкого металла в заготовке. При продвижении раздувшейся части сляба по сегменту крутящий момент на приводной ролик возрастает (рис. 4).

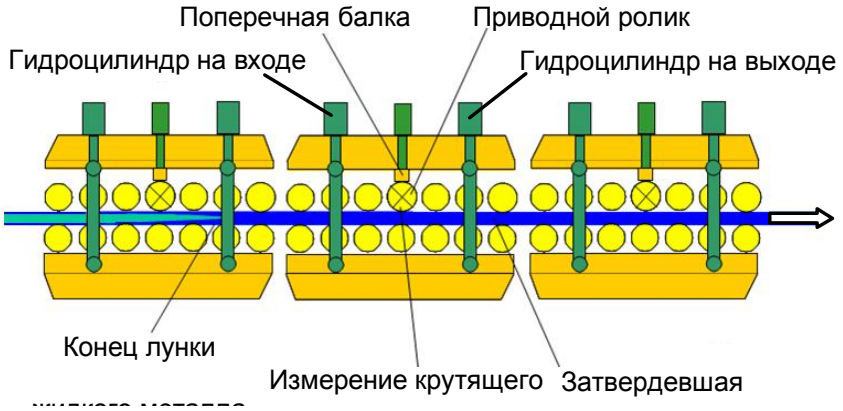


Рис. 1. Состояние системы из трех сегментов зоны вторичного охлаждения МНЛЗ после снижения скорости вытягивания заготовки (стрелкой показано направление вытягивания заготовки)

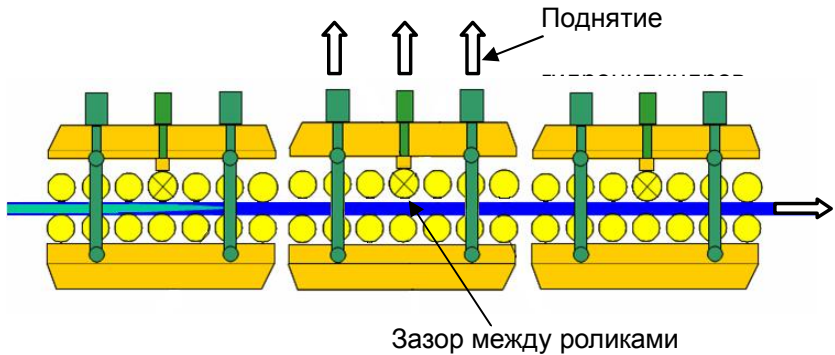


Рис. 2. Открытие сегмента путем поднятия гидроцилиндров

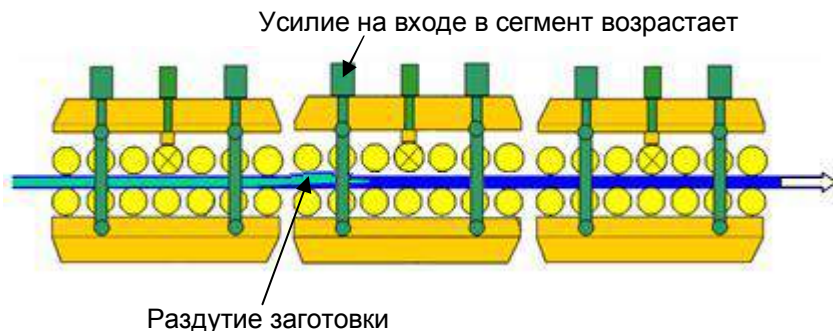


Рис. 3. Состояние системы после повышения скорости вытягивания заготовки

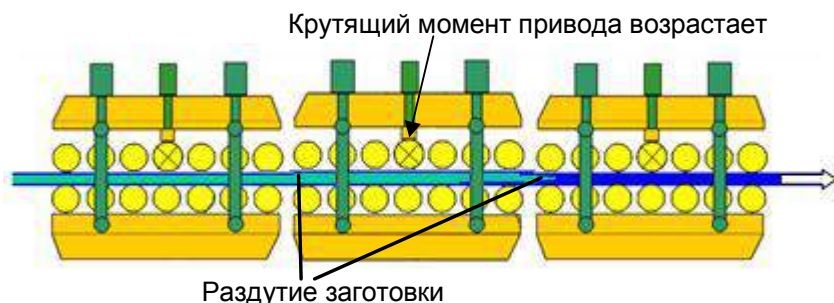


Рис. 4. Продвижение раздутой части заготовки по всей длине открытого сегмента, крутящий момент привода возрастает

Для прекращения раздутия сляба скорость вытягивания заготовки снижается, конец лунки перемещается в сегмент, расположенный перед открытым сегментом, сегмент медленно закрывается и исследование заканчивается (рис. 5).

С использованием вышеописанной методики в кислородно-конвертерном цехе ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» были проведены исследования по определению фактической протяженности лунки жидкого металла в непрерывнолитых слябах толщиной 250 и 300 мм из трубной стали. Слябовая заготовка отличалась на одноручьевой МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком производства фирмы «SMS Demag». На данной машине с целью улучшения качества металла осевой зоны сляба используется мягкое обжатие непрерывнолитой заготовки [2, 3]. Эффективность мягкого обжатия заготовки существенным образом за-

висит от правильности выбора места приложения обжатия по длине технологического канала МНЛЗ.

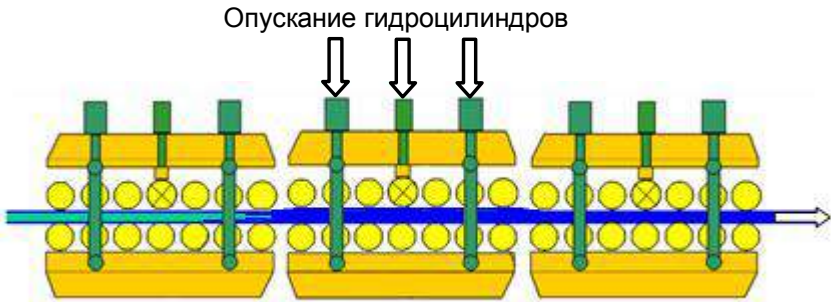


Рис. 5. Снижение скорости вытягивания, конец лунки выходит из открытого сегмента, медленное закрытие сегмента вследствие опускания гидроцилиндров

Согласно рекомендациям фирмы-изготовителя оборудования выбор рационального места технологического канала МНЛЗ для осуществления мягкого обжатия заготовки должен осуществляться следующим образом. По расчетным данным, выдаваемым динамической системой управления вторичным охлаждением непрерывнолитой заготовкой, определяется номер сегмента зоны вторичного охлаждения (ЗВО), в котором заканчивается затвердевание металла. Мягкое обжатие сляба рекомендуется производить в предыдущих двух сегментах горизонтального участка МНЛЗ (вся ЗВО состоит из пятнадцати сегментов). Поэтому очень важным является правильность информации о длине лунки жидкого металла внутри сляба, рассчитываемой ЭВМ. Результаты сравнения расчетной и фактической длины лунки жидкого металла будут опубликованы в другой статье.

#### Список литературы

1. Еланский Г.Н. Разливка и кристаллизация стали. М.: МГВМИ, 2010. С. 128.
2. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Использование мягкого обжатия непрерывнолитого сляба на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком // Теория и технология металлургического производства: Межрегион. сб. науч. тр. Вып. 10. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2010. С. 57 – 62.

3. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Освоение технологии мягкого обжаривания непрерывнолитых слябов в ККЦ ОАО «ММК» // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 69-й межрегион. науч.-техн. конференции. Магнитогорск, 2011. Т.1. С. 131 – 133.

УДК 669:18.001

**Ю.А. Колесников, Б.А. Буданов, Д.С. Сергеев**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

### **СТРУКТУРА И РАЗМЕРЫ РЕАКЦИОННОЙ ЗОНЫ ПРИ ПОДАЧЕ КИСЛОРОДНОГО ДУТЬЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ РАСПЛАВ СВЕРХУ**

В конвертерных процессах с верхней подачей кислородного дутья эффективность процессов окислительного рафинирования в значительной степени зависит от аэрогидродинамических условий в рабочем пространстве конвертера в период продувки [1, 2]. В нижней части рабочего пространства (конвертерной ванне) активно взаимодействуют кислородное дутье, находящиеся там металлические шихтовые материалы, футеровка и дополнительные реагенты в виде кусковых, порошковых, газообразных, а иногда и жидких материалов. В процессе продувки непрерывно формируются металл, шлак и газ; изменяется их состав и температура.

С момента подачи кислородного дутья начинается активное взаимодействие высокоскоростных газовых струй с поверхностью ванны в локальных участках. С какого бы положения фурмы не начиналась продувка, применение сопел Лавалья в кислородной фурме обеспечивает на выходе из сопла сверхзвуковые скорости (450–500 м/с), а в месте встречи с ванной – околозвуковые (250–350 м/с). В жидкой ванне каждая струя дутья образует реакционную зону, состоящую, по крайней мере, из двух частей: первичной и вторичной реакционных зон.

Первичная реакционная зона – это область непосредственного взаимодействия струи дутья (с развивающимися на ее поверхно-

сти процессами горения компонентов газо-шлако-металлической эмульсии) с металлом. В газовую струю вовлекается (эжектируется) жидкий металл, дробится на капли. Крупные капли деформируются, разрываются на более мелкие, образуя огромные реакционные поверхности газожидкостной системы, движущейся сверху вниз [3]. По мере движения сопротивление окружающей среды возрастает, а скорость потока уменьшается. Кислород дутья практически полностью расходуется на окислительные процессы. В отдельных случаях от струи в периферийных участках могут отрываться газовые пузырьки, образуя пузырьковый участок.

В первичной реакционной зоне наблюдаются самые высокие температуры (2500–2600°C), близкие к температуре кипения металлического расплава. Это способствует растворению в металле значительных количеств газов, в том числе и кислорода. При этих температурах происходит интенсивное испарение веществ и изменение состава их паров.

Эжектированные частицы шлака и продукты сгорания элементов расплава, образующиеся в первичной реакционной зоне и состоящие преимущественно из оксидов железа, поступают во вторичную реакционную зону. В этой зоне оксиды железа в основном расходуются на окислительные процессы и частично всплывают в шлак с различной глубиной. Здесь преимущественно окисляется углерод в соответствии с термодинамическими и кинетическими условиями этой части металлической ванны.

По уровню температур вторичная реакционная зона – это переходная область между основной массой металла и первичной реакционной зоной. Поэтому здесь наряду с оксидами железа в окислительных процессах участвует и кислород, выделяющийся из перекисленного металла при более низких температурах.

Поступление газов из первичной реакционной зоны и образование их во вторичной вызывает направленное движение газо-шлако-металлической системы во вторичной зоне снизу вверх. Периодически образуются крупные газовые объемы, приводящие к пульсациям реакционной зоны. Выход газов на поверхность ванны сопровождается разбрызгиванием металла и всплесками. Брызги и капли металла в большей массе попадают в шлак и задерживаются в нем в виде корольков, а также частично вместе с другими конденсированными из паров веществами выносятся из конвертера газами в виде пыли.

Фрагмент конвертерной ванны, отражающий структуру реакционной зоны при подаче кислорода через одно сопло, ось которого наклонена к вертикальной оси фурмы, показан на рис. 1.

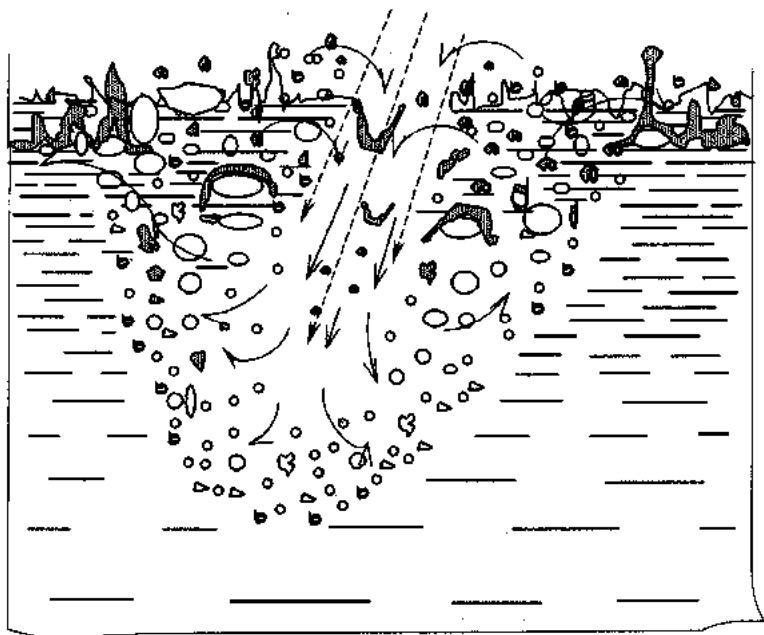


Рис. 1. Структура реакционной зоны при подаче кислорода через одно сопло, ось которого наклонена к вертикальной оси фурмы

Развитие физико-химических и тепловых процессов в реакционной зоне в значительной степени зависит от параметров взаимодействующих газовых потоков, ведущая роль среди которых принадлежит кислородному дутью. Форма и размеры реакционной зоны, ее место в конвертерной ванне зависят от взаимодействия силы и направления движения кислородной струи и сил сопротивления жидкого расплава.

Теоретические и экспериментальные исследования [3, 4] показывают определяющее влияние на глубину погружения струи дутья в ванну импульса струи (как произведение массового расхода газа на скорость потока). Так как глубина проникновения газовой струи в жидкость зависит от плотности фаз, скорости струи и ее диаметра, то соотношение инерционных сил струи и выталкивающих сил жидкости (критерий Архимеда) обычно используется для расчета размеров реакционной зоны. При этом расчетные уравнения являются степенными функциями критерия Архимеда.

Глубина и диаметр реакционной зоны определяются, как правило, по эмпирическим формулам, полученным в результате обработки данных физического и математического моделирования. Такими уравнениями трудно пользоваться, так как в них входят величины, определение которых требует сложных замеров или расчетов: скорости потоков, температуры, геометрии поверхности и других в месте контакта взаимодействующих фаз.

Задачу определения геометрических размеров реакционной зоны можно упростить, если воспользоваться балансовыми соотношениями между реагентами в этой части конвертерной ванны и ограничить область распространения первичной и вторичной реакционных зон простейшими геометрическими фигурами. Если предположить, что в первичной реакционной зоне весь кислород дутья расходуется на тотальное окисление всех химических элементов расплава, то, зная секундный расход кислорода, можно определить массу и объем металла, сгорающего в первичной реакционной зоне. Тогда, придав этой области форму конуса, определим его высоту, т.е. длину первичной реакционной зоны. При этом площадь основания конуса определяется по массовому расходу дутья и его скорости на входе в зону взаимодействия с расплавом.

Например, при продувке 6-сопловой фурмой в конвертере с интенсивностью  $1200 \text{ м}^3/\text{мин}$  через каждое сопло подается  $200 \text{ м}^3/\text{мин}$ , или  $3,3 \text{ м}^3/\text{с}$ , технически чистого кислорода. Если струя имеет околосвуковую скорость порядка  $280 \text{ м/с}$ , то площадь ее контакта с расплавом составит  $0,0119 \text{ м}^2$  диаметром  $0,123 \text{ м}$ .

Пусть в начале продувки эта струя попадает на поверхность жидкого чугуна, содержащего 4,5% углерода, 0,8% кремния, 0,4% марганца, 0,1% фосфора, 0,03% серы и остальное (94,17%) железо. При полном окислении этих химических элементов их общий массовый расход составит  $13,98 \text{ кг/с}$ . С учетом плотности расплава его объемный расход –  $0,002 \text{ м}^3/\text{с}$ . Если этот объем имеет форму конуса, то его высота (длина первичной реакционной зоны) –  $0,5 \text{ м}$ .

В конце продувки жидкий расплав содержит 0,05% углерода, 0,0% кремния, 0,05% марганца, 0,01% фосфора, 0,015% серы и остальное (99,88%) железо. За секунду такого расплава окислится  $16,63 \text{ кг}$  или  $0,0024 \text{ м}^3$ . В этих условиях длина первичной реакционной зоны составит  $0,6 \text{ м}$ . Таким образом, во время продувки длина первичной реакционной зоны меняется в пределах  $0,5\text{--}0,6 \text{ м}$ .

Вторичная реакционная зона не имеет устойчивых границ и занимает в расплаве пространство, заполненное газовыми

пузырями в форме усеченного конуса (точнее параболоида вращения), размеры которого можно определить по объему и скорости всплывающих газовых пузырей. Для условий начала продувки с учетом средней температуры этой зоны  $2000^{\circ}\text{C}$ , скорости всплывания пузырей  $5\text{ м/с}$  и степени восстановления оксидов железа в пределах вторичной реакционной зоны  $80\%$  глубина зоны составляет  $1,2\text{ м}$ , а диаметр –  $1,6\text{ м}$ . К концу продувки размеры вторичной реакционной приближаются к размерам первичной.

Расположение реакционных зон в объеме конвертерной ванны зависит от количества сопел в кислородной фурме, угла наклона оси сопла к оси фурмы и расстояния от наконечника фурмы до поверхности металла (положения фурмы). Схема расположения реакционных зон для продувки 6-сопловой фурмой с углом наклона оси сопел  $20^{\circ}$  показана на рис. 2.

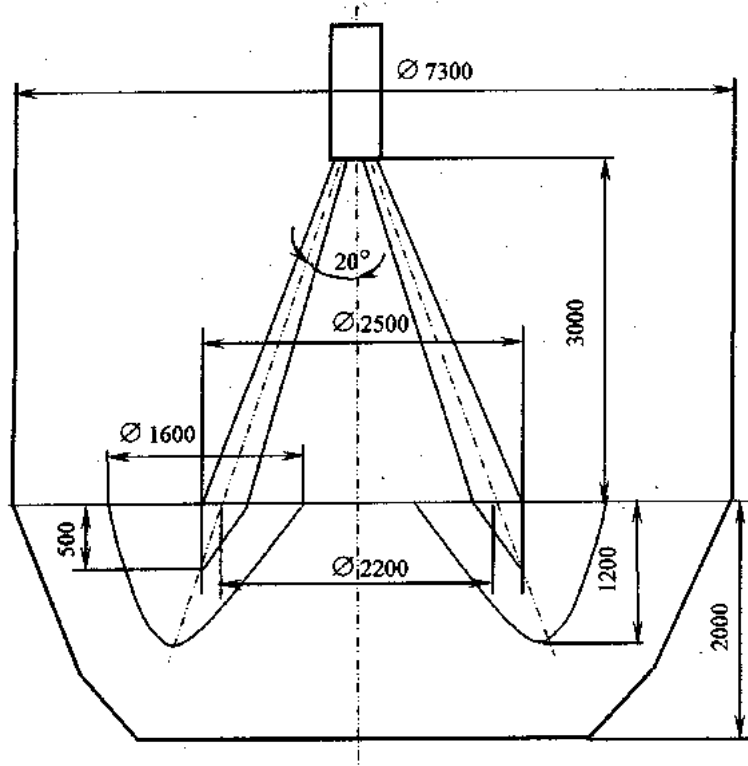


Рис. 2. Схема расположения реакционных зон в конвертерной ванне при продувке 6-сопловой фурмой



Список литературы

1. Вдовин К.Н., Колесников Ю.А. Основы производства стали. Магнитогорск: МГТУ, 2005. 289 с.
2. Колесников Ю.А., Буданов Б.А. Особенности аэродинамики кислородной струи при продувке металла в конвертере сверху // Теория и технология металлургического производства: межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М. Колокольцева. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2010. Вып. 10. С. 78 – 85.
3. Баптизманский В.И. Теория кислородно-конвертерного процесса. М.: Металлургия, 1975. 375 с.
4. Явойский В.И., Дорофеев Г.А., Повх И.Л. Теория продувки сталеплавильной ванны. М.: Металлургия, 1974. 496 с.

УДК 621.746.5.047.019:669.017-14

**Е.А. Шевченко, А.Н. Шаповалов**

Новотроицкий филиал НИТУ «МИСиС»

**В.Д. Тутарова, Д.С. Сафонов**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И.Носова»

**ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ МАКРОСТРУКТУРЫ  
НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ СЛЯБОВОЙ ЗАГОТОВКИ  
НА КАЧЕСТВО ЛИСТОВОГО ПРОКАТА  
В УСЛОВИЯХ ОАО «УРАЛЬСКАЯ СТАЛЬ»**

В связи с растущими требованиями к качеству готовой продукции требуется постоянное совершенствование технологии непрерывной разливки стали, обеспечивающей получение непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) с удовлетворительной макроструктурой и минимальным содержанием неметаллических включений. Существующий уровень технического и технологического обеспечения процесса непрерывной разливки не позволяет снизить долю отбракованных заготовок по поверхностным и внутренним дефектам на слябах, разлитых на машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) радиально-криволинейного типа, ниже уровня 3-5%.

В табл. 1 приведена статистика по отбраковке проката из слябовой заготовки, полученной в условиях электросталеплавильного цеха ОАО «Уральская Сталь» на МНЛЗ-2, за период январь-октябрь 2011 года для наиболее массовых марок стали, объем производства которых превышает 80% от общего объема.

Таблица 1

Анализ отбраковки проката из слябовой заготовки МНЛЗ-2 (%)  
за период январь-октябрь 2011 года

Марка стали	Объем разливки	Плена	Рвани-на	Трещи-на	Нем. вкл.	УЗК	Другие	Итого
Прокат из слябовой заготовки толщиной 190 мм								
13Г1С-У	10,84	0,11	0,04	0,08	0,13	0,40	0,03	0,79
09Г2С	10,25	0,09	0,13	0,40	0,08	1,46	0,03	2,19
СТЗСП	9,81	0,05	0,02	0,23	0,05	0,10	0,03	0,48
К52-1	10,30	0,21	0,03	0,41	0,37	0,24	0,22	1,48
10ХСНДА	7,77	0,06	0,26	0,82	0,20	0,34	0,63	2,31
10ХСНД	7,70	0,05	0,08	1,01	0,06	0,74	0,22	2,17
17Г1С-У	5,51	0,30	0,02	0,27	0,17	0,30	0,08	1,14
15ХСНДА	4,87	0,01	0,04	0,45	0,11	0,19	0,03	0,82
РСД32	3,18	0,00	0,07	0,50	0,15	0,10	0,07	0,89
С345	2,52	0,21	0,12	0,46	0,08	1,04	0,00	1,91
10Г2ФБЮ	2,37	0,00	0,09	0,29	0,21	3,38	0,49	4,45
Итого для 190 мм		0,10	0,08	0,44	0,15	0,60	0,16	1,52
Прокат из слябовой заготовки толщиной 270 мм								
13Г1С-У	4,25	0,08	0,04	0,11	0,08	1,13	0,00	1,44
09Г2С	9,33	0,10	0,58	2,59	0,06	2,34	0,01	5,67
СТЗСП	6,24	0,05	0,09	0,33	0,07	0,12	0,00	0,67
К52-1	19,91	1,09	0,01	0,76	0,36	1,05	0,32	3,59
10ХСНДА	13,61	0,11	0,48	1,64	0,19	0,65	0,84	3,92
10ХСНД	8,10	0,14	1,61	3,17	0,10	0,61	0,14	5,77
17Г1С-У	6,50	0,45	0,01	0,96	0,39	0,87	0,12	2,81
15ХСНДА	7,10	0,16	0,26	1,76	0,13	0,12	0,12	2,55
РСД32	3,22	0,00	1,53	1,27	0,23	0,08	0,00	3,11
С345	6,18	0,11	3,12	2,86	0,10	0,98	0,00	7,17
10Г2ФБЮ	2,46	0,04	0,47	0,77	0,29	3,64	0,26	5,48
Итог для 270 мм		0,35	0,61	1,52	0,20	0,96	0,25	3,90
Общий итог		0,23	0,35	0,99	0,17	0,78	0,20	2,73

Из анализа данных, представленных в табл. 1, следует, что основными дефектами листового проката для большинства марок

стали являются наружные и внутренние трещины, а также дефекты макроструктуры, выявленные по результатам ультразвукового контроля (УЗК). Основной причиной возникновения указанных дефектов является неудовлетворительная работа узлов МНЛЗ, в том числе зоны вторичного охлаждения, влияющая на условия затвердевания и соответственно макроструктуру НЛЗ.

При разливке стали на МНЛЗ-2 производят отбор поперечных темплетов для оценки качества макроструктуры. Результаты металлографических исследований макроструктуры поперечных темплетов за период январь-октябрь 2011 г., представленные в табл. 2, свидетельствуют, что основными видами дефектов НЛЗ являются: осевая рыхлость, осевая трещина и осевая химическая неоднородность. Все эти дефекты макроструктуры приводят к образованию расшла листового проката и отбраковки металла по УЗК.

Таблица 2  
Результаты металлографических исследований макроструктуры поперечных темплетов

Марка стали	Количество плавок,	Дефекты макроструктуры, балл*							
		Осевая рыхлость (ОР)	Осевая химическая неоднородность (ОХН)	Осевая трещина (ОТ)	Трещина, перпендикулярная узкой грани (Т <sub>уз.гр.</sub> )	Трещина, перпендикулярная широкой грани (Т <sub>шир.гр.</sub> )	Угловая трещина (УТ)	Гнездообразная трещина (ГТ)	Точечная неоднородность (ТН)
<b>Для слябовой заготовки толщиной 190 мм</b>									
13Г1С-У	36	1,25	1,17	0,69	0,85	0,77	0,04	0,10	0,21
09Г2С	48	1,18	1,33	0,68	1,04	0,89	0,00	0,13	0,18
СТЗСП	42	1,27	1,20	0,77	1,05	0,84	0,00	0,22	0,14
К52-1	29	1,32	1,21	0,82	0,89	0,74	0,03	0,00	0,18
10ХСНДА	30	1,48	1,24	0,73	0,98	0,90	0,00	0,08	0,10
10ХСНД	36	1,23	1,13	0,65	0,92	0,75	0,00	0,04	0,25
17Г1С	31	1,19	1,21	0,74	0,71	0,62	0,00	0,00	0,40
15ХСНД	32	1,20	1,11	0,75	1,00	0,80	0,02	0,11	0,05
РСД32	21	1,32	1,23	1,00	1,05	0,95	0,00	0,00	0,14
С345	20	1,25	1,20	0,80	0,90	1,00	0,10	0,20	0,30
10Г2ФБЮ	20	1,20	1,20	0,70	0,90	0,85	0,00	0,00	0,35
<b>Средний балл</b>		<b>1,26</b>	<b>1,21</b>	<b>0,74</b>	<b>0,94</b>	<b>0,82</b>	<b>0,01</b>	<b>0,09</b>	<b>0,20</b>
<b>Для слябовой заготовки толщиной 270 мм</b>									
13Г1С-У	18	1,44	1,25	0,38	0,63	0,75	0,00	0,00	0,13
09Г2С	31	1,50	1,10	0,57	0,90	0,93	0,05	0,00	0,24
СТЗСП	27	1,32	1,18	0,56	0,88	1,03	0,09	0,03	0,03
К52-1	69	1,49	1,18	0,47	0,81	0,93	0,01	0,03	0,36

Окончание табл. 2

Марка стали	Количество плавок,	Дефекты макроструктуры, балл*							
		Осевая рыхлость (ОР)	Осевая химическая неоднородность (ОХН)	Осевая трещина (ОТ)	Трещина, перпендикулярная узкой грани ( $T_{\perp уз. гр.}$ )	Трещина, перпендикулярная широкой грани ( $T_{\perp шир. гр.}$ )	Угловая трещина (УТ)	Гнездообразная трещина (ГТ)	Точечная неоднородность (ТН)
10ХСНДА	51	1,34	1,20	0,57	0,77	1,00	0,00	0,01	0,26
10ХСНД	29	1,34	1,13	0,50	0,89	1,05	0,00	0,00	0,39
17Г1С-У	25	1,30	1,33	0,47	0,97	1,00	0,07	0,00	0,37
15ХСНД	32	1,24	1,30	0,55	0,86	1,05	0,00	0,02	0,23
PCD32	17	1,43	1,07	0,50	0,71	1,00	0,00	0,00	0,07
С345	21	1,36	1,27	0,55	0,86	1,00	0,14	0,00	0,32
10Г2ФБЮ	21	1,18	1,18	0,50	0,77	0,91	0,09	0,09	0,45
<b>Средний балл</b>		<b>1,38</b>	<b>1,19</b>	<b>0,52</b>	<b>0,83</b>	<b>0,97</b>	<b>0,03</b>	<b>0,02</b>	<b>0,28</b>

\* Качество макроструктуры стали оценивалось по ОСТ 14-4-73 «Сталь. Метод контроля макроструктуры литой заготовки (слитка), полученной методом непрерывной разливки» с использованием четырехбалльной шкалы (допустимая степень развития дефекта – не выше 2 баллов).

Типовой пример заключения по результатам исследования проб листового проката, отбракованного при проведении УЗК, представлен в табл. 3.

Таблица 3

Результаты исследования проб листового проката (сталь 10Г2ФБЮ), отбракованных по результатам УЗК

Показатель	Варианты заключений		
	1	2	3
Размер листа, мм	16x2000x11100	16x1575x11800	15,2x1875x11800
Нарушения при разливке Зачистка в ОБЦ	Плавка серийная. Н <sub>2</sub> – 8,5 ppm. Без замечаний. Макроконтроль не производился	Плавка серийная. Н <sub>2</sub> – 8,1 ppm. Без замечаний. Результаты макроконтроля (балл): ОР – 1,0; ОХН – 1,0; ОТ – 0,5; $T_{\perp уз. гр.}$ – 0,5; $T_{\perp шир. гр.}$ – 1,0; ТН – 1,0	Плавка серийная. Н <sub>2</sub> – 6,8 ppm. Без замечаний. Результаты макроконтроля (балл): ОР – 1,0; ОХН – 1,0; ОТ – 0,5; $T_{\perp уз. гр.}$ – 0,5; $T_{\perp шир. гр.}$ – 0,5; ТН – 2,0

Окончание табл. 3

Показатель	Варианты заключений		
	1	2	3
Место расположения дефекта	Дефект расположен у левой кромки на расстоянии 10 см от нее и на расстоянии 3,5 м от донной части листа	Дефект расположен посередине ширины листа в головной части	Дефект расположен на расстоянии 0,25 м от левой кромки в головной части почти по всей длине листа
Описание микро-структуры	В зоне осевой химической неоднородности, состоящей из феррита, перлита и участков бейнитомартенситной смеси, содержащих мелкие сульфиды и карбонитриды, обнаружены очень тонкие зигзагообразные единичные микротрещины в участках полос бейнитомартенситной смеси (рис. 1,а).	В осевой зоне листа выявлены короткие узкие участки повышенной химической неоднородности, состоящей из бейнита (на разных уровнях), в которых расположены микротрещины протяженностью от 0,03 до 1,5 мм (рис. 1,б)	В осевой зоне слабой химической неоднородности, состоящей из феррита, перлита и полос бейнита, содержащих мелкие сульфиды и карбонитриды, обнаружены очень тонкие зигзагообразные единичные микротрещины в участках полос бейнита (рис. 1,в)

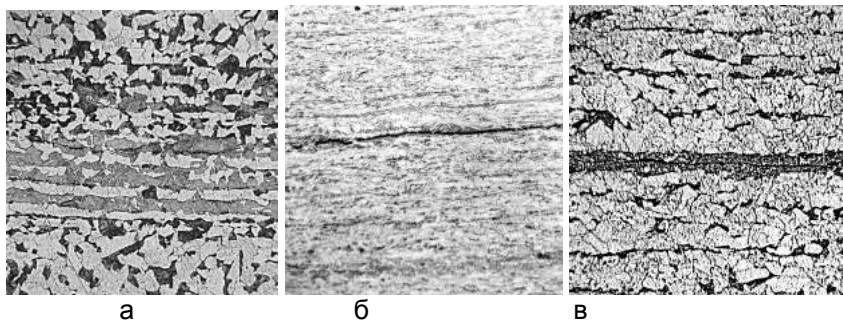


Рис. 1. Микротрещины в листовом прокате

Из представленных в табл. 1–3 и на рис. 1 данных можно сделать следующие выводы:

- отсортировка листового проката по УЗК из сляба толщиной 190 мм составляет 0,60%, а из сляба толщиной 270 мм – 0,96%, что составляет 25–30% общего брака листового проката;

- выявленные области несплошности структуры листового проката расположены по осевой трещине (см. табл. 3 и рис. 1) и являются следствием дефектов макроструктуры НЛЗ;
- усредненные баллы дефектов макроструктуры слябовой заготовки значительно меньше допустимых значений (см. табл. 2), однако их совокупное влияние приводит к отбраковке листового проката по различным причинам, в том числе и по УЗК;
- причиной образования микротрещин являются высокие внутренние напряжения, обусловленные структурными превращениями при затвердевании НЛЗ, а также выделяющимся водородом.

Наибольшая отсортировка листового проката по причине неудовлетворительных результатов УЗК наблюдается на марках 10Г2ФБЮ, 09Г2С, С345, 13Г1С-У и особенно значительно проявляется для слябовой заготовки толщиной 270 мм.

Был выполнен анализ влияния дефектов макроструктуры НЛЗ на долю отбракованного листового проката по результатам УЗК.

Регрессионный анализ имеющихся данных позволил установить, что доля отбракованного листового проката по результатам УЗК зависит:

- на 90–96% от развития осевой рыхлости, химической неоднородности и осевой трещины – для проката из слябовой заготовки толщиной 190 мм, причем влияние указанных дефектов макроструктуры сопоставимо;
- на 82-88 % от развития осевой химической неоднородности – для проката из слябовой заготовки толщиной 270 мм.

Влияние дефектов макроструктуры НЛЗ на отбраковку проката по результатам УЗК приведено на рис. 2.

Из представленных на рис. 2 зависимостей следует, что для снижения доли отбракованного листового проката по результатам УЗК необходимо ограничить степень развития дефектов макроструктуры слябовой заготовки:

- для слябовой заготовки толщиной 190 мм допустимый суммарный балл ОР, ОХН и ОТ не должен превышать 2,5 для стали 10Г2ФБЮ и 3 для сталей 09Г2С и 13Г1СУ, причем степень развития отдельных дефектов не должно превышать 1 балла;
- для слябовой заготовки 270 мм допустимая степень развития осевой химической неоднородности не должна превышать 0,5 балла для стали 10Г2ФБЮ и 1 балла – для сталей 09Г2С и 13Г1СУ. При этом степень развития осевой трещины и рыхлости не должна быть более 1,5 баллов.

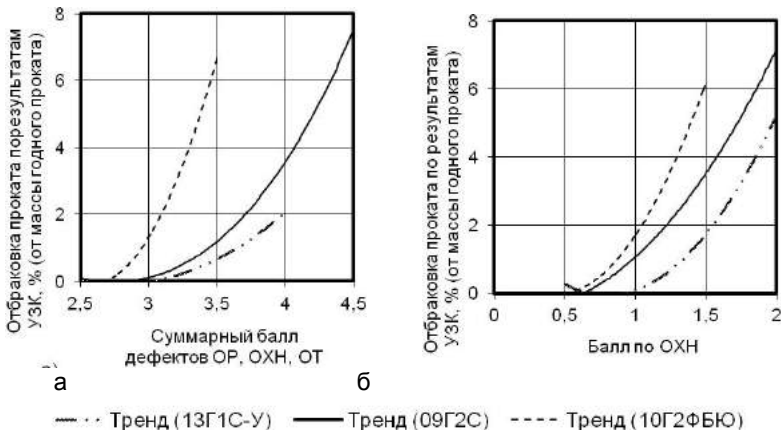


Рис. 2. Зависимость брака листового проката по результатам УЗК от дефектов макроструктуры НЛЗ толщиной 190 (а) и 270 мм (б)

Кроме того, из сопоставления представленных данных можно сделать вывод о том, что при толщине НЛЗ 190 мм дефекты макроструктуры оказывают более значительное влияние на долю отбракованного листа по результатам УЗК, чем при толщине 270 мм. Причинами выявленной закономерности могут быть недостаточная степень обжатия НЛЗ при ее прохождении через роликовые секции ЗВО и нерациональные режимы охлаждения.

Одним из способов повышения качества структуры стали является использование метода «мягкого» обжатия, который предполагает обжатие заготовки в жидко-твердом состоянии, чем способствует снижению осевой пористости и ликвации.

Применение мягкого обжатия позволит увеличить скорость разливки на 5-10 % и одновременно повысить качество макроструктуры осевой зоны сляба (до 0,5-1,0 балла) по дефектам «осевая рыхлость», «осевая трещина» и «осевая химическая неоднородность», что обеспечит снижение отсортировки листового проката по результатам УЗК и раслою.

Таким образом, в ходе проведения исследования установлены предельные значения развития дефектов макроструктуры слябовой заготовки толщиной 190 и 270 мм, обеспечивающие минимальную отбраковку листового проката по результатам УЗК для различных марок сталей.

УДК 669.18.046.552.3-982

**Д.В. Аланкин, В.Н. Селиванов, Б.А. Буданов**  
Магнитогорский государственный технический  
университет им. Г.И. Носова

### **СОДЕРЖАНИЕ ВОДОРОДА В ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ ВАКУУМНОЙ ОБРАБОТКЕ НА УСТАНОВКЕ ЦИРКУЛЯЦИОННОГО ТИПА**

В последнее время на рынке черных металлов возрастает спрос на листовую прокат из стали, производство которой невозможно без вакуумной обработки. К такой металлопродукции относится сталь повышенной прочности для производства труб большого диаметра, стойких к водородному растрескиванию, требующая очень низкого содержания водорода – не более 2 ppm в готовой стали. В ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ОАО «ММК») производится листовая прокат для такой металлопродукции из низколегированной стали класса прочности К-56 и К-60.

Сталь выплавляется в 360-тонных кислородных конвертерах. Раскисление и легирование металла осуществляется, в основном, при выпуске в сталеразливочный ковш. Затем металл проходит обработку на агрегате «ковш-печь» и установке циркуляционного вакуумирования стали.

Основной задачей обработки на агрегате «ковш-печь» является глубокая десульфурация металла. Содержание серы в металле этого сортамента не должно превышать 0,003%. Удаление серы в агрегате «ковш-печь» осуществляется наводкой белого шлака введением извести, плавикового шпата и раскисляющих добавок. Для ускорения шлакообразования в металл может вдуваться флюоритизированная известь в количестве до 1,5 кг/т стали. Кроме десульфурации, производится окончательная доводка металла по химическому составу.

Затем осуществляется вакуумная обработка стали с целью удаления водорода. Содержание водорода в металле до и после вакуумирования контролируется с помощью аналитической системы Hydris.



Анализ данных за 2011 г. (порядка 1200 плавков) показал, что содержание водорода в металле до обработки колеблется в широких пределах – от 2 до 11 ppm. При этом наблюдается явная сезонная зависимость, представленная на рис. 1 вместе с данными о месячном количестве осадков.

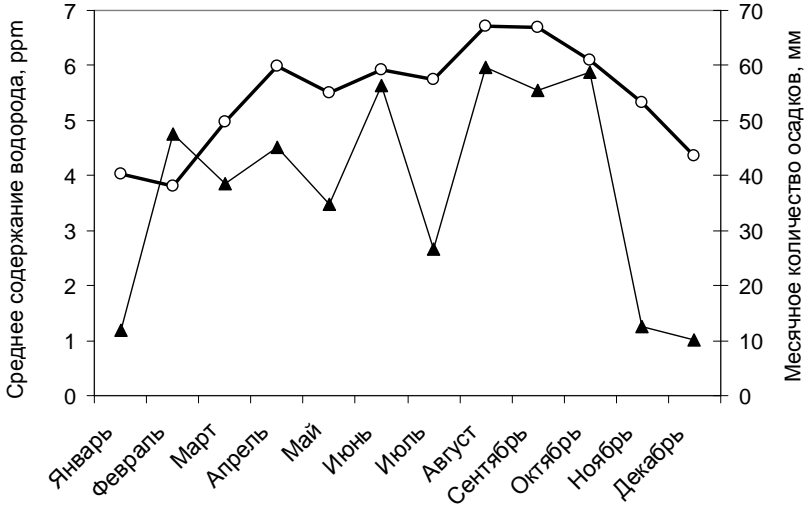


Рис. 1. Среднемесячное содержание водорода в трубной стали перед вакуумной обработкой (○) и осадков (▲) в 2011 г.

Рисунок дает основание предположить наличие связи между содержанием водорода в металле после выплавки и обработке на агрегате «ковш-печь» и количеством осадков. Статистическая обработка показала, что эта зависимость описывается уравнением регрессии

$$[H]_н = 4,21 + 0,032P; \quad R = 0,63, \quad (1)$$

где  $[H]_н$  – среднемесячное содержание водорода в металле перед вакуумированием, ppm;

$P$  – месячное количество осадков, мм;

$R$  – коэффициент парной корреляции.

Данная зависимость является статистически значимой с доверительной вероятностью 0,95.

Статистическая обработка производственных данных не выявила возрастания содержания водорода в металле перед вакуумированием при увеличении относительной влажности воздуха. Это обстоятельство дает основание считать, что выявленное возрастание содержания водорода перед вакуумированием связано не с поглощением влаги из воздуха материалами, используемыми при выплавке и ковшевой обработке стали, а с прямым попаданием влаги в виде дождя и снега в шихту конвертерной плавки. Косвенно такое предположение подтверждается тем, что не было выявлено влияние на содержание водорода в металле расхода флюоритизированной извести – очень гигроскопического материала. Так как эффективная защита шихты конвертерной плавки от попадания осадков довольно проблематична, то задача получения низкого содержания водорода в готовой стали сводится к повышению эффективности удаления водорода в процессе вакуумной обработки.

Вакуумная установка кислородно-конвертерного цеха ОАО «ММК» несколько лет назад была реконструирована [1]. Реконструкция позволила разработать эффективную технологию вакуумирования стали [2]. В 2011 г. содержание водорода в трубной стали повышенной прочности после вакуумной обработки находилось, в основном, в пределах 1–2 ppm.

Наибольшее влияние на снижение содержания водорода оказывает длительность вакуумной обработки (рис. 2). Как видно по этому рисунку, чаще всего выбирается длительность обработки, кратная 5 мин. Большой разброс точек связан, в основном, в различным начальным содержанием водорода.

В проведенном ранее исследовании [3] было установлено, что уменьшение содержания водорода в процессе вакуумирования описывается уравнением множественной регрессии

$$\Delta[H] = 0,981[H]_н + 0,094\tau + 0,011Q_{Ar} - 4,497, \quad (2)$$

где  $\Delta[H]$  – уменьшение содержания водорода, ppm;

$[H]_н$  – начальное содержание водорода, ppm;

$\tau$  – длительность вакуумной обработки, мин;

$Q_{Ar}$  – расход аргона во всасывающий патрубок, м<sup>3</sup>/ч.

Уравнение (2) позволяет определить требуемую длительность вакуумной обработки с учетом начального содержания водорода в металле и интенсивности продувки, что дает возможность оптимизировать режим работы установки.

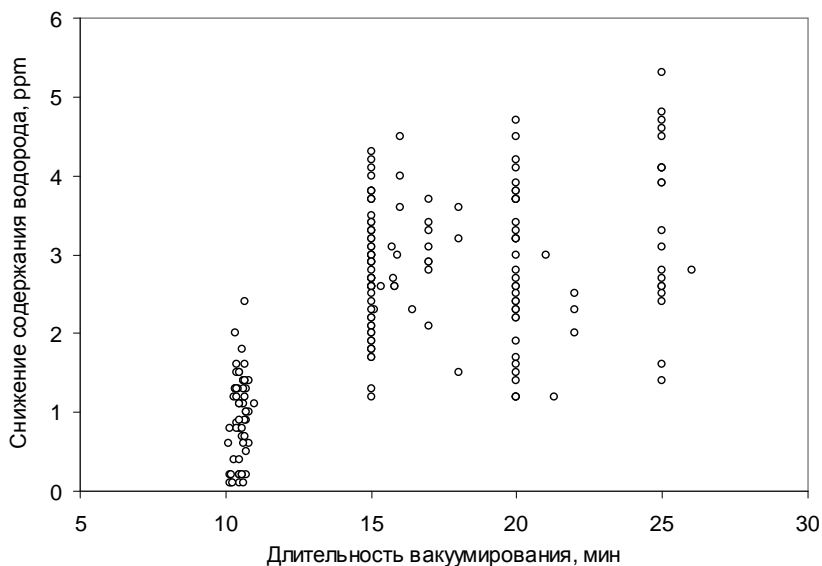


Рис. 2. Влияние длительности вакуумной обработки на снижение содержания водорода в стали

### Список литературы

1. Опыт реконструкции комбинированной установки вакуумирования стали в конвертерном цехе / В.И. Фролов, Ю.А. Бодяев, О.А. Николаев и др. // *Сталь*. 2004. №4. С. 25-27.
2. Совершенствование процесса циркуляционного вакуумирования в ОАО «ММК» / Ю.А. Бодяев, Е.В. Бурмистрова, В.Г. Овсянников и др. // *Совершенствование технологии в ОАО «ММК»: сб. науч. трудов ЦЛК. Вып. 8. Магнитогорск: Дом печати, 2004. С. 245-249.*
3. Аланкин Д.В., Селиванов В.Н., Буданов Б.А. Снижение содержания водорода при вакуумировании трубной стали на установке циркуляционного типа в ККЦ ОАО «ММК» // *Теория и технология металлургического производства: межрегион. сб. науч. тр. Вып. 11. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та, 2011. С. 36-41.*

УДК 621.746.5.047

**В.В. Мошкунов, А.М. Столяров**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

**А.С. Казаков**

ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

### **АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИИ МЯГКОГО ОБЖАТИЯ НА КАЧЕСТВО МАКРОСТРУКТУРЫ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБОВ**

В кислородно-конвертерном цехе ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» при разливке стали на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком осуществляется мягкое обжатие непрерывнолитой заготовки с жидкой сердцевиной. Это позволяет повысить плотность осевой части слябовых заготовок и однородность металла по содержанию растворенных примесей. Для изучения влияния параметров технологии мягкого обжатия на качество макроструктуры слябов проведена статистическая обработка массива из 735 плавов текущего производства с мягким обжатием. Металл большей (77,6%) части плавов разливался на слябы толщиной 300 мм, а остальной – на заготовки толщиной 250 мм.

Из литературы [1, 2] известно, что на такие характеристики макроструктуры заготовок, какими являются осевая рыхлость и осевая химическая неоднородность, существенное влияние оказывают размеры поперечного сечения заготовки: ее толщина и ширина, а также содержание углерода, марганца и серы в разливаемой стали. Поэтому из исходного массива плавов были отобраны плавки, при разливке металла которых отливались слябы одинаковой толщины, равной 2600 мм. Мягкое обжатие производилось в двух соседних сегментах зоны вторичного охлаждения МНЛЗ: в 11 и 12, 12 и 13 или 13 и 14 в зависимости от протяженности лунки жидкого металла, рассчитываемой динамической системой управления вторичным охлаждением заготовки. В разливаемом металле содержалось 0,05–0,15% углерода, 1,2–1,7% марганца, 0,001–0,010% серы. Таким условиям отвечали 355 плавов при отливке слябов толщиной 300 мм и 35 плавов с получением заготовок толщиной 250 мм. В качестве основных параметров технологии мягкого обжатия рассматривались следующие:

параметр 1 – отношение расстояния от зеркала металла в кристаллизаторе до входа в сегмент, где начиналось мягкое обжатие, к расчетной длине лунки жидкого металла внутри заготовки (параметр характеризует место начало обжатия и является безразмерной величиной);

параметр 2 – отношение расстояния от зеркала металла в кристаллизаторе до выхода из сегмента, где закончилось мягкое обжатие, к расчетной длине лунки жидкого металла внутри заготовки (параметр характеризует место конца обжатия, безразмерная величина);

параметр 3 – суммарное обжатие сляба по толщине в мм;

параметр 4 – доля обжатия сляба в первом сегменте, где началось обжатие (безразмерная величина);

параметр 5 – доля обжатия сляба во втором сегменте, где закончилось обжатие (также безразмерная величина).

В табл. 1 представлены значения параметров разливки металла и технологии мягкого обжатия заготовок разной толщины.

Таблица 1

Значения параметров разливки металла и технологии мягкого обжатия непрерывнолитых слябов толщиной 300 мм (числитель) и 250 мм (знаменатель)

Параметр	Значение		
	минимальное	максимальное	среднее
Скорость вытягивания сляба, м/мин	<u>0,70</u> 0,90	<u>0,83</u> 1,00	<u>0,80</u> 0,99
Длина лунки жидкого металла, м	<u>26,4</u> 25,9	<u>31,7</u> 29,2	<u>29,3</u> 27,9
Параметр 1 обжатия	<u>0,76</u> 0,80	<u>0,95</u> 1,07	<u>0,86</u> 0,94
Параметр 2 обжатия	<u>0,92</u> 0,96	<u>1,11</u> 1,13	<u>1,02</u> 1,03
Параметр 3 обжатия, мм	<u>3,6</u> 4,4	<u>7,4</u> 5,5	<u>5,9</u> 4,9
Параметр 4 обжатия	<u>0,30</u> 0,34	<u>0,88</u> 0,52	<u>0,50</u> 0,47
Параметр 5 обжатия	<u>0,13</u> 0,48	<u>0,70</u> 0,66	<u>0,50</u> 0,53

В процессе разливки металла из отлитых слябов вырезались темплеты, которые после соответствующей обработки исследовались металлографическим методом. Макроструктура слябов изучалась по четырехбалльным шкалам ОСТ 14-4-73 с оценкой степени развития следующих дефектов: осевой рыхлости (ОР), осевой химической неоднородности (ОХН), осевых трещин (ОТ), трещин, перпендикулярных граням (ТП), трещин, перпендикулярных узким граням (ТПу), трещин, перпендикулярных широким граням (ТПш), трещин гнездообразных (ТГ), точечной неоднородности (ТН).

В результате проведенного корреляционного анализа было установлено, что между степенью развития некоторых дефектов и параметрами мягкого обжатия, приведенными в табл. 2, существуют статистически значимые прямолинейные зависимости.

Таблица 2

Значения коэффициентов парной корреляции

Дефект макро- структуры	Параметр мягкого обжатия				
	1	2	3	4	5
Толщина сляба 300 мм*					
ТПш	0,2825	0,2832			
Толщина сляба 250 мм**					
ОР				-0,3956	0,3956
ОХН	0,3522				
ТПу		0,3820	0,4414		

\* Критическое значение коэффициента парной корреляции при уровне значимости 0,05 и числе степеней свободы более 100 равно 0,195.

\*\* Критическое значение коэффициента парной корреляции при уровне значимости 0,05 и числе степеней свободы 33 равно 0,335.

Из представленных в табл. 2 данных следует, что с увеличением относительного расстояния от зеркала металла в кристаллизаторе до начала обжатия (параметр 1 обжатия) возрастает степень развития трещин, перпендикулярных широким граням, в слябах толщиной 300 мм и осевая химическая неоднородность в заготовках, имеющих толщину 250 мм. В случае увеличения относительного расстояния от зеркала металла в кристаллизаторе до конца обжатия (параметр 2 обжатия) растет степень развития трещин, перпендикулярных как широким граням (слябы толщиной 300 мм), так и узким граням (заготовки толщиной 250 мм). При

этом последние трещины сильнее развиваются при возрастании суммарного обжатия слябов. Мягкое обжатие производилось в двух смежных сегментах зоны вторичного охлаждения МНЛЗ. Оказалось, что характер влияния доли обжатия сляба в каждом из этих сегментов на степень развития осевой рыхлости оказался совершенно противоположным. Так, если в начальном сегменте увеличивать относительную долю обжатия, то это благоприятно влияет на осевую рыхлость – она становится меньше, а в конечном сегменте рыхлость усиливается (рис. 1 и 2).

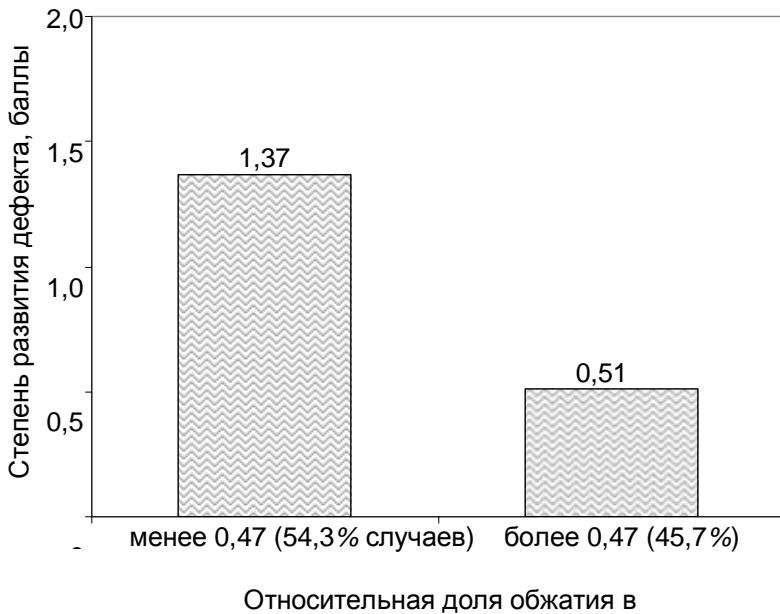


Рис.1. Характер влияния относительной доли обжатия сляба в начальном сегменте на степень развития осевой рыхлости

Все вышесказанное свидетельствует о том, что место осуществления мягкого обжатия непрерывнолитых слябов по длине технологического канала МНЛЗ выбрано не рационально. Мягкое обжатие производится запоздало, это подтверждается средними и максимальными значениями параметра 2 обжатия (см. табл. 1), превышающими единицу. Следовательно, во втором сегменте обжимается уже полностью затвердевшая заготовка, что вызывает появление напряжений в закристаллизовавшемся металле, приво-

дящих к образованию как трещин, перпендикулярных граням заготовки, так и усилению развития рыхлости и химической неоднородности в осевой части сляба.

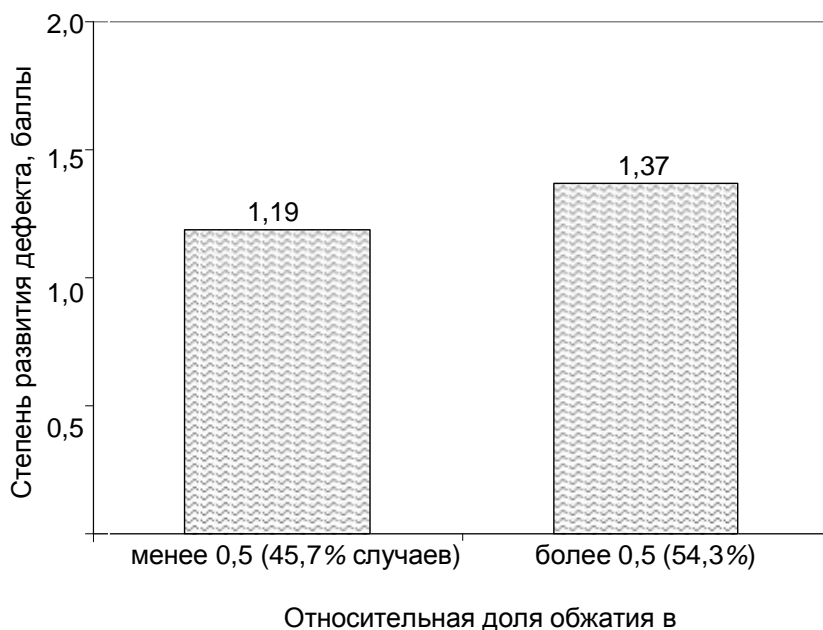


Рис.2. Характер влияния относительной доли обжата сляба в *конечном* сегменте на степень развития осевой рыхлости

Выбор места технологического канала МНЛЗ для осуществления мягкого обжата заготовки производился согласно рекомендациям фирмы-изготовителя оборудования «SMS Demag». По расчетным данным, выдаваемым динамической системой управления вторичным охлаждением непрерывнолитой заготовкой, определяется номер сегмента зоны вторичного охлаждения (ЗВО), в котором заканчивается затвердевание металла. Мягкое обжатие сляба рекомендуется производить в предыдущих двух сегментах горизонтального участка МНЛЗ (рис. 3).





Рис. 3. Схема выбора сегментов для осуществления мягкого обжатия непрерывнолитой слябовой заготовки

Из рис. 3 видно, что конец лунки жидкого металла находится на уровне первой пары роликов J-го сегмента – на входе в него. Однако и при увеличении протяженности лунки вплоть до конечной части этого сегмента, то есть примерно на 2 м, выбор двух сегментов J-1 и J-2 для осуществления мягкого обжатия останется прежним. При этом обжатию может подвергаться заготовка с различной долей жидкой фазы, не соответствующей известным [3] рекомендациям, по которым доля жидкой фазы в обжимаемой заготовке должна составлять от 0,8–0,7 до 0,3–0,2. Считается, что только в этом случае обжатие эффективно для улучшения структуры заготовки.

Поэтому такая методика выбора места обжатия не лишена недостатков. Для их устранения было предложено производить корректировку положения конца лунки жидкого металла относительно сегментов на технологическом канале МНЛЗ путем изменения скорости вытягивания заготовки из кристаллизатора.

#### Список литературы

1. Результаты испытания системы мягкого обжатия непрерывнолитого сляба с жидкой сердцевиной / А.М. Ламухин, А.В. Зибров, В.Я. Имгрунт и др. // Сталь. 2002. №3. С. 57 – 59.

2. Ламухин А.М. Разработка и внедрение технологии обжигания слябов с неполностью затвердевшей осевой зоной на установках непрерывной разливки стали: дис. ... канд. техн. наук. М., 2003. 116 с.
3. Еланский Г.Н. Разливка и кристаллизация стали. М.: МГВМИ, 2010. С. 128.

УДК 621.746.6

**Э.В. Дюльдина, А.В. Коротин**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

**О.Ф. Рыбалко**

Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург

### **ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЗАТВЕРДЕВШИХ ШЛАКОВ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ**

В промежуточный ковш машины непрерывного литья заготовок вводят шлакообразующие смеси (ШОС), при расплавлении которых образуется жидкий шлак, изолирующий металл от контакта с атмосферой. В процессе разливки состав шлака меняется вследствие растворения в нем огнеупорной футеровки ковша и всплытия неметаллических включений.

Изменение химического состава шлака приводит к повышению температуры его плавления и переходу в гетерогенное состояние, что ухудшает технологические свойства. Поэтому исследование структуры и структурных преобразований шлака при его затвердевании является актуальной задачей, решение которой дает возможность оптимизировать состав шлакообразующих смесей и повысить эффективность их применения.

Для изучения структуры были взяты пять образцов шлака из промежуточного ковша при использовании шлакообразующих смесей разного химического состава. Химический состав исходных шлакообразующих смесей и получившегося шлака приведен в табл. 1. Образцы № 1 и 2 получены при разливке низкоуглеродистой стали марки 08Ю, а остальные – при разливке низколегированной стали марки 17Г1СУ.

Химический состав шлаков отличается от состава шлакообразующих смесей. Содержание фтора и оксидов щелочных металлов в шлаках примерно соответствует их содержанию в смесях. Содержание остальных компонентов в шлаке заметно выше, чем в ШОС, что связано с растворением огнеупорной футеровки и всплыванием неметаллических включений.

Пробы жидкого шлака, отбираемого из промежуточного ковша, быстро затвердевали, переходя в стеклообразное состояние. Поэтому для выявления равновесной структуры после кристаллизации все пробы медленно (в течение примерно 6 ч) нагревали в муфельной печи до температуры 1000°C, при которой выдерживали в течение 2 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Таблица 1  
Химический состав образцов ШОС и шлаков\*

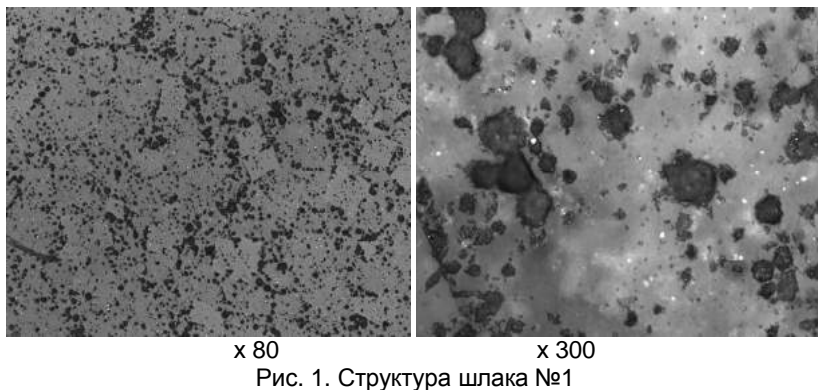
Номер образца	Материал	Содержание, %						
		CaO	MgO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Na <sub>2</sub> O+K <sub>2</sub> O	F	MnO
1	ШОС	34,1	3,2	34,9	5,2	6,2	5,9	0
	Шлак	38,9	3,5	37,7	7,0	7,7	7,3	1,5
2	ШОС	38,4	4,9	28,4	7,4	3,3	1,4	0
	Шлак	34,4	7,9	35,2	12,8	2,7	1,7	1,4
3	ШОС	36,3	3,6	33,0	4,8	4,3	7,3	0
	Шлак	38,3	4,0	36,8	8,0	7,4	6,3	2,3
4	ШОС	40,0	0,8	30,0	4,0	9,0	6,5	0
	Шлак	41,8	2,5	36,9	8,3	7,5	6,0	1,4
5	ШОС	32,1	1,0	32,6	7,1	4,9	4,7	0
	Шлак	39,1	2,0	38,6	10,0	5,5	5,5	1,4

Во всех образцах ШОС и шлаков содержание оксидов железа составляло около 1%. Содержание углерода в шлаке не определяли.

Металлографическое исследование показало, что несмотря на видимые различия, структура шлаков № 1, 2 и 3 в целом однотипна. Общие особенности структуры наиболее наглядно проявляются в образце №1 (рис. 1).

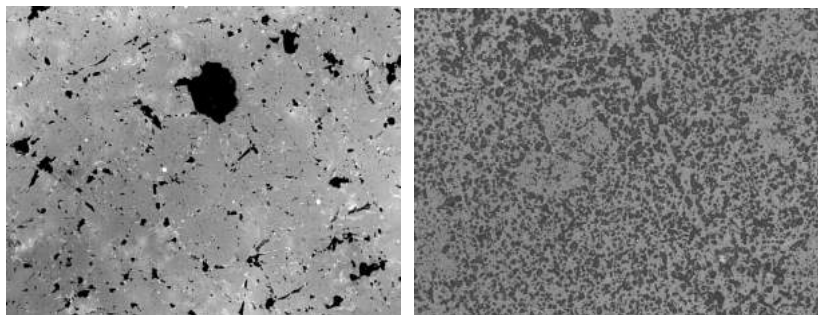
Шлак №1 имеет зернистую структуру, причем многие зерна имеют правильную кристаллическую огранку. По границам зерен расположены темные выделения неправильной формы. При большом увеличении видно, что эти выделения неоднородны по структуре. Внутри зерен также имеются темные выделения значительно меньших размеров, форма которых близка к сферической. Можно предположить, что выделения по границам зерен образо-

вались в процессе первичной кристаллизации шлака из стеклообразного состояния, а выделения, находящиеся внутри зерен, – в результате разложения первично образовавшейся фазы при дальнейшем охлаждении.



При большом увеличении видны многочисленные мелкие сферические капли металла (светлые точки на рис. 1 справа), расположенные как по границам зерен, так и внутри них. Размеры капель дают основание считать, что они образовались ещё в жидком шлаке в результате восстановления оксидов железа углеродом, входящим в состав шлакообразующей смеси.

Структура шлака 2 отличается от шлака 1 значительно меньшим, а шлака 3 – большим количеством темных включений как по границам зерен, так и внутри них (рис. 2). При этом темные включения по границам зерен шлака 2 однородные, но между ними расположены более светлые участки.



Шлак №4 имеет структуру, близкую к структуре шлака №3 (рис. 3). Основное отличие состоит в том, что границы зерен в нем просматриваются менее четко, а форма включений – равноосная, близкая к сферической.

Структура шлака № 5 существенно отличается от структуры всех рассмотренных шлаков. Это структура с очень мелким зерном, редкими черными мелкодисперсными выделениями по границам, а также светлыми точками и короткими полосками как по границам зерен, так и внутри них.

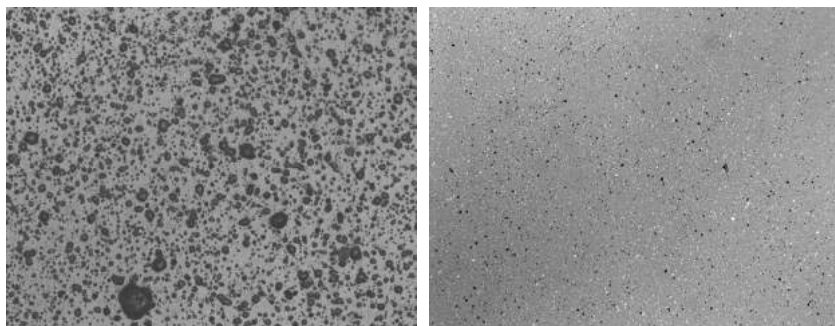


Рис. 3. Структура шлаков №4 (x80) и №5 (x300)

Анализ данных табл. 1 показывает, что в исследуемых шлаках суммарное содержание оксидов кальция, кремния, алюминия и магния составляет 87–90%. Это дает основание использовать для анализа процесса кристаллизации этих расплавов диаграмму состояния четверной системы  $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$  [1]. Согласно этой диаграмме при кристаллизации исследуемых шлаков могут образоваться следующие фазы: псевдоволластонит, мелилит, мервинит, монтичеллит, анортит, пироксен и ортосиликат кальция. Так как изучаемые шлаки имеют более сложный химический состав, то при их кристаллизации должны образоваться фазы, несколько отличающиеся по составу, но близкие по структуре.

Для уточнения фазового состава был проведен спектральный микроанализ шлаков №2 и 4 с использованием сканирующего спектрального энергодисперсионного микроскопа-анализатора QUANTA. Выбор этих шлаков сделан на основании наибольшего различия в их основности (1,0 и 1,2 соответственно). Использованный метод анализа является полуколичественным. Поэтому при идентификации фаз использовали соотношения между атомными

концентрациями тех компонентов, которые данным методом анализа определяется с достаточной точностью. Результаты спектрального микроанализа представлены в табл. 2.

Идентификация фаз производилась путем сопоставления соотношения содержания компонентов в шлаках и природных минералах с учетом имеющихся в специальной литературе [2] сведений о возможных замещениях атомов одних элементов другими.

Таблица 2

Соотношение атомных концентраций в шлаках №2 и 4

Номер шлака	Фаза	(Ca+Mg) : Al : Si	Тип структуры
2	Основа зерен	0,88 : 0,49 : 1	Псевдоволластонит
	Темные включения по границам зерен	1,18 : 0,41 : 1	Мелилит
	Светлые включения по границам зерен	0,89 : 0,50 : 1	Псевдоволластонит
	Включения внутри зерен	0,85 : 0,85 : 1	Монтichelлит
4	Основа зерен	1,41 : 0,27 : 1	Мелилит
	Темные включения по границам зерен	2,21 : 0,19 : 1	Ортосиликат
	Светлые включения по границам зерен	1,56 : 0,15 : 1	Мелилит
	Включения внутри зерен	2,64 : 0,23 : 1	Ортосиликат

Как известно, основу всех силикатных соединений составляют кремнийкислородные тетраэдры  $\text{SiO}_4$ , объединяющиеся в различные структурные комплексы. В природных минералах возможно частичное замещение атомов кремния в таких тетраэдрах атомами алюминия. Алюминий также, часто в паре с натрием, может выступать в роли катиона, замещая в силикатах атомы кальция. С учетом возможности таких замещений были определены природные аналоги фаз, составляющих структуру шлаков, указанные в табл. 2.

Основа зерен в шлаке 2 идентифицирована как волластонитоподобный метасиликат. Выделения по границам зерен представлены, в основном, двумя фазами, одна из которых соответствует основе зерен, а другая может быть идентифицирована как

мелилит. Внутри выделений этой фазы имеются отдельные мелкие включения, состав которых не был установлен. Можно предположить, что процесс затвердевания расплава по границам зерен носит эвтектический характер, причем количество компонентов выделяющейся эвтектики постепенно возрастает.

Мелкие включения, находящиеся внутри зерен шлака 2, были идентифицированы как монтичеллит. Кроме того, внутри зерен были обнаружены мелкие включения с высоким содержанием углерода. Можно предположить, что основным веществом таких включений являются карбиды кальция и кремния.

Основа зерен в шлаке 4 была идентифицирована как мелилит – минерал, соответствующий пиросиликатам. Выделения по границам зерен, а также мелкие включения внутри зерен, имеют значительно более высокое содержание щелочноземельных металлов – кальция и магния. Они были условно отнесены к ортосиликатам. Вещества, близкого по химическому составу к основе зерен, по их границам обнаружено не было. Вероятно, затвердевание граничных областей этого шлака имело характер не эвтектического, а перитектического превращения. Известно, что такое превращение имеет место всегда, если пиросиликаты являются первой фазой, образующейся при кристаллизации.

Обобщая результаты спектрального микроанализа обоих шлаков, следует заметить, что их основная фаза – основа зерен – соответствует полям первичной кристаллизации псевдоволластонита и мелилита по четверной диаграмме состояния системы  $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ . Следовательно, эта диаграмма может быть использована для приблизительной оценки основного компонента структуры как затвердевшего шлака, так и его расплава.

#### Список литературы

1. Schlackenatlas. Düsseldorf: Verlag M.B.H. 1981. 282 s.
2. Дир У.А., Хаун Р.А., Зусман Дж. Породообразующие минералы. Т. 1 и 2. М.: Мир, 1965.

УДК 662.74.002.68: 662.75

**Н.Ю. Свечникова, Г.А. Бикбаева, И.Р. Сафиуллина**Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова**ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ  
ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ  
ТЕХНИЧЕСКОГО УГЛЕРОДА**

Целью работы является решение проблемы утилизации техногенных отходов за счет использования их в качестве сырья для производства технического углерода.

Традиционными сырьем для производства технического углерода являются коксохимические продукты: антраценовая фракция, антраценовое масло и пековый дистиллят. Физико-химические показатели сырья должны соответствовать требованиям ГОСТ 11126-88 «Сырье коксохимическое для производства технического углерода. Технические условия» (табл. 1).

Таблица 1

Требования к качеству сырья для производства техуглерода  
по ГОСТ 11126-88

Показатель	Норма
Плотность при 20°C, г/см <sup>3</sup> , не менее	1,10
Объемная доля воды, %, не более	1,0
Фракционный состав, % (по объему): до 210°C, не более до 300°C, не более	1 30
Осадок при 70°C	отсутствует
Коксуемость (коксовое число), %, не более	1,5
Массовая доля иона натрия, %, не более	0,005
Массовая доля иона калия, %, не более	0,0005
Массовая доля мех. примесей, %, не более	0,2



В работе были исследованы отходы КХП: компонент №1 представляет собой вязкую жидкость темного цвета, напоминающую мазут, с характерным ароматическим запахом; компонент №2 - маслянистая жидкость черного цвета со своеобразным неприятным запахом. При температуре ниже 18<sup>0</sup>С замечено образование мелких кристаллических структур с металлическим блеском, которые откладываются по стенкам резервуара. При нагревании кристаллы полностью растворяются; компонент №3 – густая маслообразная жидкость черного цвета с легким коричневатым оттенком со стойким специфичным запахом.

В соответствии с ГОСТ 11126-88 были определены основные показатели исследуемых компонентов, значения которых представлены в табл. 2.

Таблица 2

Основные показатели отходов КХП

Показатель	Компонент №1	Компонент №2	Компонент №3
Плотность при 20 <sup>0</sup> С, г/см <sup>3</sup>	1,096	1,025	1,215
Объемная доля воды, %	следы	отсутствие	2,1
Осадок при 70 <sup>0</sup> С	отсутствует		
Коксуемость (коксовое число), %	1,1	0,8	2,6
Массовая доля иона натрия, %	0,0044	0,0041	0,0049
Массовая доля иона калия, %	0,0003	0,0003	0,0004
Массовая доля механических примесей, %	0,18	0,1	0,25

На основе полученных данных сделаны следующие выводы:

1) Компоненты №1 и 2 обладают невысокой плотностью, а компонент №3 имеет достаточно большую плотность, что представляет возможным провести дальнейшее исследование для получения смеси с оптимальным значением плотности;

2) максимальное содержание воды выявлено в компоненте №3, его значение незначительно превышает допустимое по ГОСТ 11126-88. Содержание воды в компоненте №1 не обнаружено, а в компоненте №2 выявлены лишь следы воды;

3) по показателям «массовая доля ионов натрия и калия» были получены удовлетворительные результаты;

4) коксуемость и содержание механических примесей компонента №3 выходит за пределы значения, установленного ГОСТ 11126-88.

Таким образом, учитывая превышение в компоненте №3 коксового числа, воды и механических примесей, необходимо, чтобы при составлении смеси содержание компонента №3 было минимальным, но достаточным для достижения необходимой плотности.

Сырье коксохимическое для производства технического углерода должно обладать плотностью не менее 1,10 г/см<sup>3</sup>. Дальнейшие эксперименты были направлены на получение такой смеси. С целью оптимизации свойств смесей использовался метод математического планирования эксперимента. Для построения трехкомпонентной диаграммы по методу симплекс-центроидного планирования были составлены необходимые смеси и определены их плотности (табл. 3).

Таблица 3

Зависимость плотности от состава смеси

Содержание компонентов в смеси, %			Плотность при 20°С, г/см <sup>3</sup>
Компонент №1	Компонент №2	Компонент №3	
100	0	0	1,096
0	100	0	1,025
0	0	100	1,215
50	50	0	1,064
50	0	50	1,132
0	50	50	1,120
33,3	33,3	33,3	1,113

Были выведены коэффициенты уравнения модели и получен полином третьей степени:

$$Y = 1,215X_1 + 1,096X_2 + 1,025X_3 - 0,094X_1X_2 + 0,018X_2 \cdot X_3 + 0,012X_1 \cdot X_2 \cdot X_3$$

На основе экспериментальных данных была получена трехкомпонентная диаграмма (рис. 1). Вершины X1, X2, X3 соответствуют 100%-му содержанию компонентов, стороны отвечают процентному составу пары компонентов, а точки поля треугольника указывают на процент содержания каждого из трех компонентов системы. Для выбора оптимального состава смеси был проведен анализ полученных результатов. Учитывая повышенное количество воды в компоненте №3, его содержание в готовой смеси ограничивается до 50%.

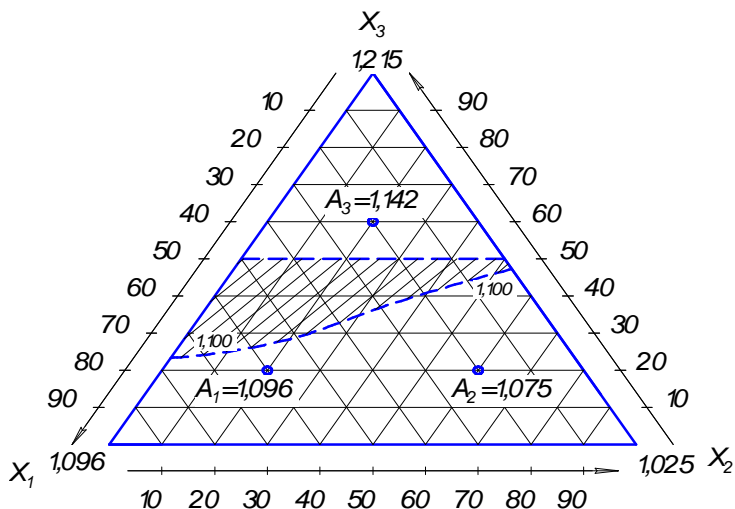


Рис. 1. Симплекс-центроидный план в трехкомпонентной системе

Таким образом, сырье, обладающее оптимальными свойствами, должно содержать в своем составе компоненты в соотношениях, соответствующих выделенной области на рис. 2.

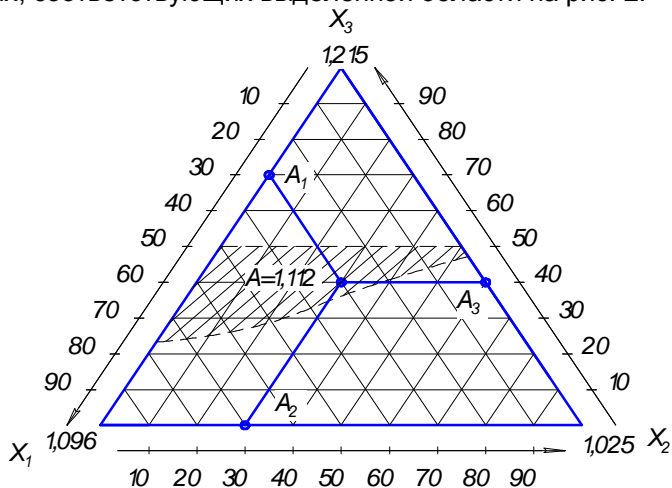


Рис. 2. Соотношение компонентов в оптимальной смеси

В качестве оптимальной смеси была выбрана смесь (точка А на рис. 2), содержащая 30% компонента №1 (проекция  $A_1$ ), 30%

компонента №2 (проекция  $A_2$ ) и 40% компонента №3 (проекция  $A_3$ ). После выбора оптимальной смеси был проведен полный анализ на соответствие требованиям ГОСТ 11126-88.

В табл. 4 приведена сравнительная характеристика физико-химических параметров новой смеси, анализ которых показал, что полученные результаты удовлетворяют требованиям ГОСТ 11126-88.

Таблица 4

## Сравнительная характеристика сырья

Показатель	Норма	Смесь
Плотность при 20°C, г/см <sup>3</sup>	не менее 1,10	1,114
Объемная доля воды, %	не более 1,0	0,8
Фракционный состав, % (по объему): до 210°C до 300°C	не более 1 не более 30	0,8 18
Осадок при 70°C	отсутствует	отсутствует
Коксуемость (коксовое число), %	не более 1,5	1,4
Массовая доля иона натрия, %	не более 0,005	0,0045
Массовая доля иона калия, %	не более 0,0005	0,0003
Массовая доля механических примесей, %	не более 0,2	0,18

Таким образом, в работе были исследованы отходы КХП и выбрана оптимальная смесь компонентов в соотношении 30:30:40, которая может использоваться в качестве сырья для производства технического углерода.

УДК 621.746.047:669.054.2

**К.Н. Вдовин, В.В. Точилкин, М.В. Шубина**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

### **ТЕХНОЛОГИИ УПРАВЛЕНИЯ ПОТОКАМИ СТАЛИ В ПРИЁМНОЙ КАМЕРЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО КОВША СЛЯБОВОЙ МНЛЗ, ОСНАЩЕННОЙ МЕТАЛЛОПРИЁМНИКОМ**

Рассмотрена компоновка элементов приёмной камеры промежуточного ковша (ПК) слябовой одноручьевого машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), оснащённой специальным металлоприёмником, установленным в приёмной камере ковша. В статье рассматриваются вопросы организации движения потоков стали в приёмной камере ковша в момент начальной заливки металла и далее в установившемся режиме.

Промежуточный ковш представляет собой металлургический агрегат, расположенный между сталеразливочным ковшом (СРК) и кристаллизаторами МНЛЗ. Промковш обеспечивает дозирование и рафинирование стали. Модернизация отдельных элементов ПК оказывает большое влияние на повышение качества разливаемой стали на МНЛЗ.

На рис. 1 представлен промежуточный ковш одноручьевого слябовой МНЛЗ [1].

В металле, поступающем в промковш, содержатся неметаллические включения (НВ), которые с течением времени всплывают. Для удаления крупных НВ, размером >20 мкм, применяют металлоприёмники (М), перегородки и пороги специальной конструкции. Указанные устройства имеют различную форму, размеры, различное место положения в ПК [2, 3].

Как правило, при установке таких устройств объем ПК разделяется на две и более камеры – приемную и разливочные. В приемную камеру поступает металл из СРК через специальную трубу, в разливочных камерах происходит его истечение из ПК.

Анализ существующей компоновки и конструкций элементов промежуточного ковша показал:

- приемная камера ковша образована глухой перегородкой, установленной на определенной высоте над дном ковша, и рядом стоящим порогом. В ней отсутствует донный металлоприёмник;

- путем математического моделирования установили [2], что в приемной камере промковша, а также в следующей камере за перегородкой наблюдаются интенсивные вертикальные восходящие потоки. Определили, что их скорость больше допустимой (до 0,16 м/с). Это приводит к интенсивному затягиванию неметаллических включений в металл и оголению его зеркала.

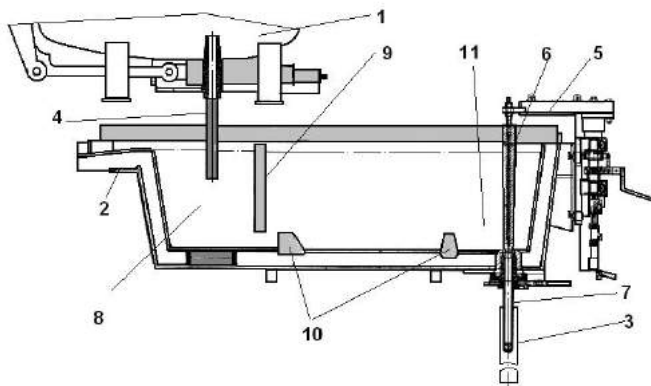


Рис.1. Компоновка промежуточного ковша одноручьевого слябовой МНЛЗ:

- 1 – стальковш; 2 – промковш; 3 – кристаллизатор; 4 – защитная труба; 5 – манипулятор стопора; 6 – рабочий инструмент манипулятора - стопор; 7 – погружной стакан кристаллизатора; 8 - приёмная камера промковша; 9 – поперечная перегородка; 10 – пороги; 11 – разливочная камера промежуточного ковша

В приемной камере промежуточного ковша для организации рациональных потоков движения жидкой стали необходимо применить донный металлоприемник [3] со специальными разгрузочными отверстиями (рис. 2).

Работает промежуточный ковш для непрерывной разливки металла, оснащенный донным металлоприёмником, следующим образом. В начальный момент разливки «холодная» сталь из защитной трубы 4 (см. рис. 1) поступает в полость замкнутой камеры донного металлоприемника 1 (см. рис. 2). Истечению стали из отверстий 6 приемника (рис.3) в этот момент препятствуют легкоплавкие вставки 7. По мере заполнения ковша вставки 7 расплавляются, освобождая переливные отверстия 6, и приемник 1 начинает работать в режиме, обеспечивающем ориентированную подачу стали. В этом режиме работы поток стали поступает в приемную часть 4 камеры приемника 1 и далее на её делительную часть

5. При этом, попадая в приёмник, поток стали, огибая его криволинейную поверхность по кардиоиде, делится на две части, Часть потока попадает в переливные отверстия 6, ориентированные своими выходными отверстиями в сторону разливочных камер промежуточного ковша. Эти потоки стали перемещаются в разливочные камеры сплошными наклонными струями, образуя гидродинамическую «плоскость», которая служит преградой для попадания неметаллических включений в зону, лежащую над разливочным стаканом.

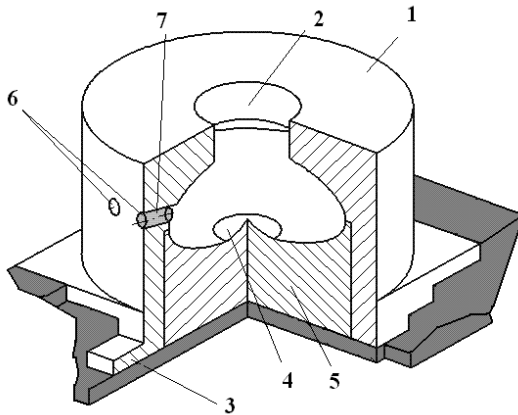


Рис.2. Металлоприёмник: 1 – донный металлоприёмник; 2 – отверстие; 3 – опорный элемент; 4 – приёмная часть приёмника; 5 – делительная часть; 6 – переливные разгрузочные отверстия; 7 – легкоплавкие вставки

Математическая модель описывает движения потоков стали в ковше. При её составлении использованы следующие уравнения: Навье-Стокса, неразрывности потока, конвективной диффузии. Геометрия модели – в зависимости от компоновки элементов конструкций систем распределения потоков стали. Масштаб модели составлял 1:1. Соответствующие уравнения имеют вид

$$\begin{cases} \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} + (\vec{v} \cdot \nabla) \vec{v} = \vec{F} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \nu \nabla^2 \vec{v}, \\ \nabla \vec{v} = 0, \\ \vec{u} \nabla C - D \nabla^2 C = 0, \end{cases} \quad (1)$$

где  $\vec{v}$  – вектор скорости жидкости;  $\vec{F}$  – объёмные силы;  $p$  – давление жидкости;  $\nabla p$  – градиент давления;  $\nu$  – коэффициент ки-

нематической вязкости;  $\nabla^2 \vec{v}$  – лапласиан  $\vec{v}$ ;  $\rho$  – плотность стали;  $\vec{u}$  – вектор скорости движения частиц включений;  $C$  – концентрация примеси;  $D$  – коэффициент диффузии.

При расчете турбулентных течений металла в промежуточном ковше используется  $(k - \varepsilon)$  модель турбулентной вязкости [1, 4]. При этом считается, что на основании гипотезы Буссинеска коэффициент вязкости, входящий в уравнения Навье-Стокса, включает в себя молекулярную вязкость  $\mu$  и турбулентную вязкость  $\mu_T$  [4]. Коэффициент эффективной вязкости находится по зависимости

$$\mu_{ef} = \mu + \mu_T, \quad (2)$$

где  $\mu$  – коэффициент молекулярной вязкости;  $\mu_T$  – коэффициент турбулентной вязкости.

С учетом гипотезы Буссинеска уравнения Навье-Стокса принимают вид

$$\frac{\partial \vec{v}}{\partial t} + (\vec{v} \cdot \nabla) \vec{v} = \vec{F} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \frac{1}{\rho} \nabla (\mu_{ef} \cdot \nabla \vec{v}). \quad (3)$$

Турбулентная вязкость  $\mu_T$  определяется решением дополнительных уравнений: уравнения распространения турбулентной энергии  $k$  и уравнения скорости ее диссипации  $\varepsilon$  [3]

$$\mu_T = C_\mu \rho \frac{k^2}{\varepsilon}. \quad (4)$$

Вектор скорости включений  $\vec{u}$

$$u = \begin{bmatrix} v_1 \\ v_2 \\ v_3 + u_0 \end{bmatrix}, \quad (5)$$

где  $u_0$  – скорость всплытия включений в спокойной среде;  $C_\mu = 0,09$  – стандартный параметр  $(k - \varepsilon)$  модели;  $v_1, v_2, v_3$  – проекции скоростей течения жидкости на оси  $x_1, x_2, x_3$  соответственно.



Скорость  $u_0$  определяется по формуле Стокса [3] в интервале диаметров частиц  $d \in (0;100)$  мкм. Уравнения (1), (3) дополняются начальными условиями.

При составлении математической модели приняты следующие допущения: объем ковша, в котором происходит исследование, изначально заполнен жидкостью – сталью, которая является вязкой и несжимаемой; вязкость металла постоянная; скорость истечения металла из стальной ковша в промежуточный постоянна и задана; расход металла из промковша в кристаллизаторы равен расходу из сталеразливочного ковша в промковш.

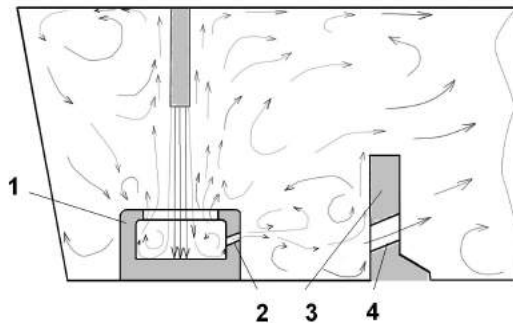


Рис. 3. Движение стали в приемной камере модернизируемого промежуточного ковша: 1 – донный металлоприёмник; 2 – разгрузочные отверстия; 3 – порог – аргонный блок; 4 – переливные отверстия

Создана новая компоновка (рис. 3) приёмной камеры на базе донного металлоприёмника с разгрузочными отверстиями [3, 4] и порога с переливными отверстиями [1]. Применение в промежуточном ковше одноручьевого МНЛЗ элементов созданной системы распределения потоков стали обеспечивает гашение интенсивных скоростных поверхностных потоков в приёмной камере промежуточного ковша. Проведено математическое моделирование для промежуточного ковша с новыми элементами СРП.

На рис. 3 представлена картина распределения потоков металла в приемной камере с донным металлоприёмником, имеющим переливные разгрузочные отверстия для создания направленных наклонных струй и блоком с переливными отверстиями. Видно, как струя металла, падающая в приёмник, благодаря его форме, гасится, теряет свою скорость, при этом металлоприёмник защищает дно ПК от вымывания и разрушения.

Определены скорости потоков стали в характерных областях, наиболее важных с точки зрения разливки металла в кристаллизаторы МНЛЗ. Важной определили область на поверхности металла, т.к. на ней должно соблюдаться условие  $v_n \leq [v_n]$ , определяющее работоспособность гидродинамических устройств и элементов системы распределения потоков стали в целом. Допустимое значение скорости по рекомендации [4] -  $[v_n] = 0,13 - 0,2 \text{ м/с}$ . В промежуточном ковше с исходными элементами системы распределения потоков стали данное условие не соблюдается, а в промежуточном ковше с вновь созданными элементами  $v_n = 0,12 < [v_n]$ .

Вывод: При дальнейшем совершенствовании и разработке процессов непрерывной разливки стали одним из вариантов конструкции более совершенного промежуточного ковша является создание новых компоновок элементов систем распределения потоков стали в приёмной камере промежуточного ковша, в частности, на базе донных металлоприёмников и конструкций их элементов, позволяющих обеспечивать рациональное движение потоков стали со скоростями ниже максимально допустимых. Это обеспечит стабильность разливки и повышение качества разливаемого металла благодаря уменьшению количества неметаллических включений, попадающих из промковша в кристаллизатор.

#### Список литературы

1. Самойлович Ю.А. Расчетный анализ процессов массопереноса в промежуточных ковшах МНЛЗ // *Сталь*. 2010. № 2. С. 17-23.
2. Вдовин К.Н., Мельничук Е.А., Точилкин В.В. Разработка компоновки и элементов приёмной камеры промежуточного ковша слябовой МНЛЗ // *Технология металлов*. 2011. № 11. С. 39-41.
3. Пат. №36784 РФ, МПК<sup>7</sup> В22D 11/10. Промежуточный ковш для непрерывной разливки металла / В.Ф. Рашников, К.Н. Вдовин, В.М. Корнеев, В.А. Осипов, В.В. Точилкин и др. (РФ). Опубл. 27.03.2004, Бюл. № 9. 2 с.
4. Вдовин К.Н., Семенов М.В., Точилкин В.В. Рафинирование металла в промежуточном ковше МНЛЗ: монография. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ им. Г.И.Носова», 2006. - 118 с.

## Раздел 4

# САПР В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

УДК 621.746.33

**К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова,

### **КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАЛИВКИ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОТЛИВКИ ШЛАКОВАЯ ЧАША**

В журнале Литейщик России (2012. № 3) была опубликована статья, в которой рассмотрены возможные причины образования горячих трещин в отливке шлаковая чаша. В этой статье была определена зона повышенного образования трещин, расположенная между упором для кольца шлаковоза и ухом вспомогательного подъёма.

Для установления теоретически возможных причин образования трещин на поверхности шлаковых чаш провели моделирование процесса заливки и затвердевания отливки шлаковой чаши при помощи лицензионного программного обеспечения LVMFlow\_CV4.2r2. В процессе моделирования была получена цветовая схема распределения температур в отливке в начальный период затвердевания (рис. 1). Выделяются три зоны условного перепада температур: 1 – 1506–1391°C; 2 – 1391–1276°C, 3 – 1276–1161°C [1].

В качестве мероприятия по устранению условных линий градиента температур может выступать изменение некоторых параметров существующей литниковой системы, которая применяется для заливки шлаковых чаш в действующем цехе.

Диаметр питателя в существующей литниковой системе составляет 4 см. Следовательно, площадь поперечного сечения питателя  $F_{\text{пит}}=12,56 \text{ см}^2$ . На один литник приходится 5 питателей. Тогда суммарная площадь поперечных сечений  $\Sigma F_{\text{пит}}=62,8 \text{ см}^2$ .

Диаметр литника в этой же литниковой системе составляет 9 см. Площадь поперечного сечения соответственно равна

$F_{\text{лит}}=63,59 \text{ см}^2$ .  $\Sigma F_{\text{пит}} < F_{\text{лит}}$ , следовательно литниковая система является замкнутой. Соотношение суммарной площади питателей к площади литника составляет  $\Sigma F_{\text{пит}} : F_{\text{лит}} = 1,01 : 1,0$  [2].

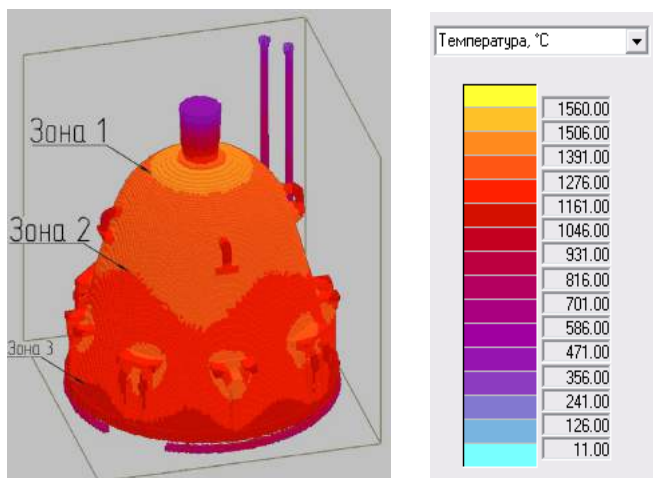


Рис. 1. Цветовая схема распределения температур в начальный период затвердевания отливки шлаковая чаша

В случае применения сужающейся литниковой системы для заполнения сплавом формы лимитирующим звеном расхода жидкого металла является питатель. Истечение стали из питателя происходит с большой скоростью, есть вероятность, что образуется «фонтан» металла. Следствием этого является неравномерное распределение температуры по высоте чаши (см. рис. 1).

Для снижения скорости истечения металла из питателя предложили перейти от сужающегося типа литниковой системы к расширяющемуся. Для этого изменили размеры питателя, сделав их эллиптическими и расширяющимися кверху (рис. 2).

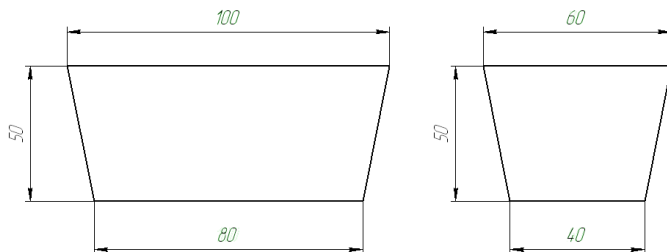


Рис. 2. Питатели изменённой литниковой системы

Площадь поперечного сечения питателей в изменённой литниковой системе составляет  $F_{\text{пит}}=32 \text{ см}^2$ . Суммарная площадь питателей соответственно будет равна  $\Sigma F_{\text{пит}}=160 \text{ см}^2$ . Соотношение площади литника к суммарной площади питателей составляет  $F_{\text{лит}} : \Sigma F_{\text{пит}} = 1 : 2,5$ . Литниковая система с изменёнными питателями представлена на рис. 3.

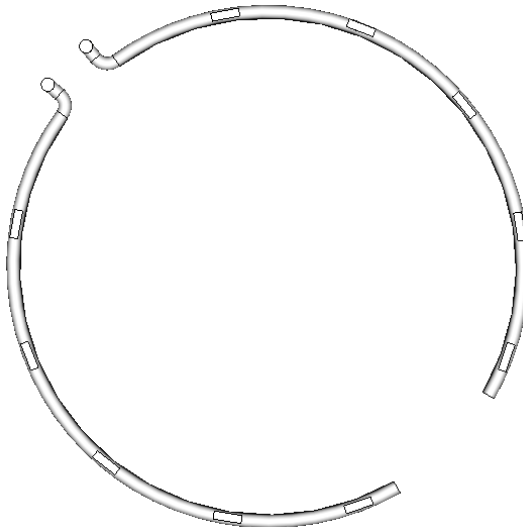


Рис. 3. Литниковая система с изменёнными питателями

Для проверки теоретических предположений о влиянии параметров литниковой системы на распределение температур в отливке шлаковая чаша произвели моделирование процесса заливки, кристаллизации и охлаждения в лицензионном программном обеспечении LVMFlow\_CV4.2r2. Распределение температур в процессе кристаллизации и охлаждения отливки рассматривали через тот же промежуток времени, что и в опубликованной статье (см. рис. 1). Полученная цветовая схема распределения температур на отливке шлаковая чаша представлена на рис. 4.

Из рисунка видно, что практически по всей высоте чаши отсутствует градиент температур, чему способствует более плавное заполнение расплавом формы через расширяющуюся литниковую систему.

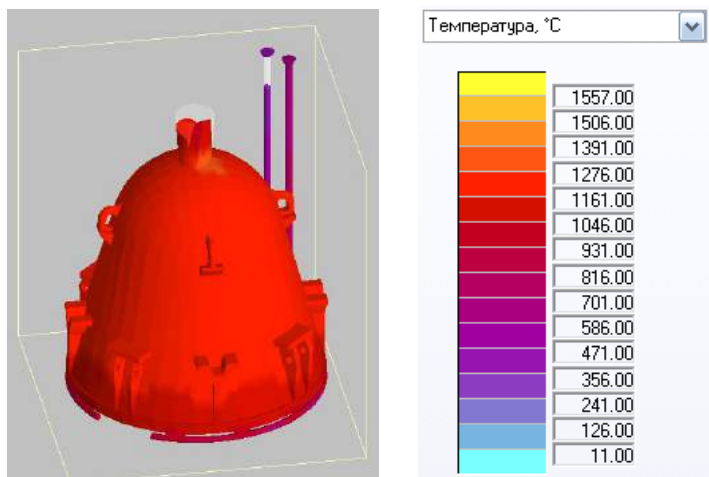


Рис. 4. Цветовая схема распределения температур в начальный период затвердевания отливки шлаковая чаша, залитой через изменённую литниковую систему

Перепад температур имеется в третьей условной области отливки (вблизи питателей) и возле прибыли. Но вероятность образования трещин в этих областях несущественна, так как в одном случае упоры для шлаковозного кольца, выступая в качестве рёбер жесткости, препятствуют разрыву корки металла, в другом (возле прибыли) – металл находится в жидком состоянии длительное время, залечивая образующиеся трещины [3].

Предполагается проверить теоретические расчёты на реальной форме с предложенной литниковой системой для заливки шлаковой чаши объёмом  $16 \text{ м}^3$ .

#### Список литературы

1. Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А. Моделирование процессов заливки и кристаллизации отливки шлаковая чаша // Литейщик России. 2012. № 3.
2. Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А. Технология изготовления шлаковых чаш // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2010. № 2 (30). С. 27-30.
3. Голубцов В.А., Лунёв В.В. Модифицирование стали для отливок и слитков. Челябинск; Запорожье: ЗНТУ, 2009. 356 с.

УДК 669:621.74

**А.В. Скобло, Е.В. Солонникова**

ЗАО «Инструмент», г. Нижний Новгород

**А.Н. Грачев, И.О. Леушин**

Нижегородский государственный технический  
университет им. Р.Е. Алексеева

## **МИНИ-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ ЛИНИЯ ПО ПРОИЗВОДСТВУ ЗАГОТОВОК ПИЛОНОЖЕВОЙ ПРОДУКЦИИ**

Одним из наиболее перспективных направлений развития современной металлургии, по мнению многих авторитетных экспертов [1], является создание малых металлургических комплексов (мини-металлургических линий и производств) для выпуска небольших партий мелкосортного стального проката и фасонного профиля. Такие комплексы или линии могут быть в весьма сжатые сроки смонтированы либо в непосредственной близости, либо прямо на производственных площадках потребителя, чаще всего машиностроительного предприятия. Это в полной мере отвечает сложившейся экономической ситуации, когда нужно обеспечить быстрое и динамичное развитие производства при ограниченных финансовых возможностях. Основными итогами создания подобных линий и производств выступают снижение удельных показателей по капиталоемкости, энергозатратам и расходу материалов на единицу готовой продукции и полное или частичное снятие зависимости потребителя от поставок металлопродукции крупными металлургическими предприятиями и концернами.

Характерными особенностями мини-металлургических линий или производств выступают:

- модульный принцип построения технологической цепочки, позволяющий существенно снизить затраты на инжиниринг и подготовку производства;
- сжатые сроки разработки, создания и освоения, составляющие не более 18–24 мес.;
- минимизация транспортных расходов;
- возможность использования в качестве основного шихтового материала стального лома, причем главным образом из ресур-

сов возврата собственного производства или вторичных металлов местного происхождения;

- компактная планировка и, как следствие, возможность размещения оборудования на ограниченных площадях (благодаря этому оборудование для мини-металлургической линии вполне может быть размещено не только на новой производственной площадке, но и в существующих пустующих или перепрофилируемых цехах с имеющейся инфраструктурой);

- простота организационной структуры управления производством;

- снижение удельных капитальных затрат на производство продукции по сравнению с металлургическими комбинатами от двух до пяти раз;

- ограниченная и относительно простая по геометрии номенклатура продукции (в противном случае увеличивается необходимое складское хозяйство, усложняется производство и появляются трудности с реализацией).

Приведенная концепция легла в основу мини-металлургической линии по производству заготовок пилоножевой продукции в условиях ЗАО «Инструмент» (г. Нижний Новгород).

Еще совсем недавно проблема обеспечения производства ЗАО «Инструмент» заготовками под пилоножевую продукцию решалась закупкой стального проката определенных размеров, развеса и химического состава. Однако данный способ имел свои недостатки: высокая цена сортового проката; трудности с поиском поставщиков, соблюдением сроков поставки; возможные технологические проблемы при смене поставщика исходных заготовок; отсутствие мобильности при смене марки стали для изготовления пилоножевой продукции.

Ввод в эксплуатацию универсального индукционного плавильного комплекса помог организовать в ЗАО «Инструмент» производство собственных литых заготовок под пилоножевую продукцию в виде слитков массой 120–160 кг из инструментальной легированной стали. В настоящее время на предприятии освоено получение следующих марок сталей: 6ХС, ХВГ, 9ХФ, 5ХНВС, 5ХНМ, 6ХВ2С, Х12МФ, 40Х, 9ХС, 7ХМВФ.

Появление литейного комплекса позволило ЗАО «Инструмент» сформировать замкнутую систему, включающую получение слитков требуемого химического состава инструментальной стали, переработки их в прокат на модернизированном прокатном стане ПС–500 и механическую обработку полученных заготовок с выпус-



ком готовой продукции заданной номенклатуры. Схема линии технологического процесса получения пилоножевой продукции представлена на рис. 1.

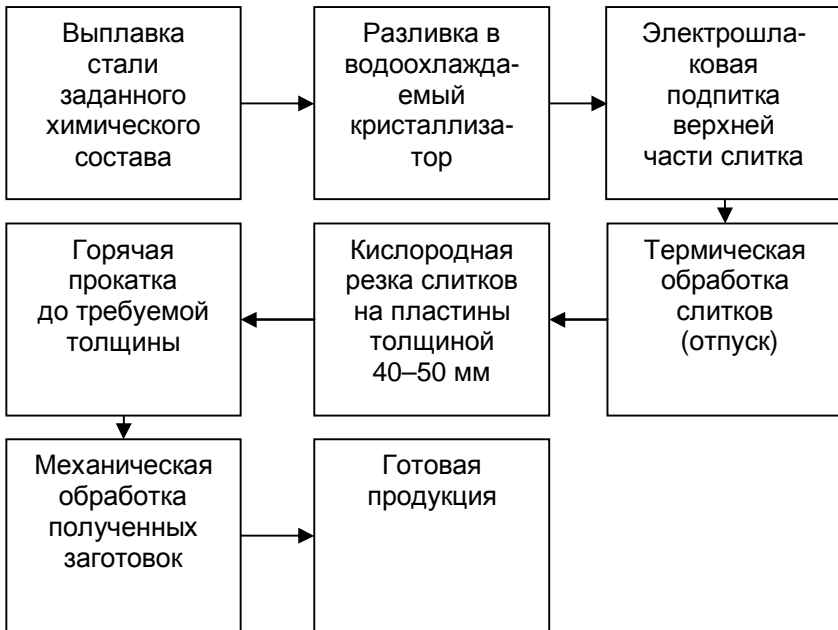


Рис. 1. Схема технологического процесса получения пилоножевой продукции в ЗАО «Инструмент»

Высокие требования, предъявляемые к качеству инструментальной стали, обеспечиваются строгим контролем химического состава по ходу плавки, выполняемым с использованием автоматизированного спектрометра, и совершенствованием процесса разливки стали.

Известно [2], что при затвердевании жидкого металла в головной части отливки или слитка образуется усадочная раковина. Разного материала и геометрии изложницы лишь меняют ее форму и размеры. Наиболее эффективным оказался способ разливки в водоохлаждаемый стальной кристаллизатор сечением 160×240 мм и глубиной 800 мм. Для вывода усадочной раковины, как правило, предусматриваются прибыли, составляющие 15–30% массы залитого металла. Различные способы уменьшения усадочной ра-

ковины и улучшения качества литого металла обычно лишь частично решают эти задачи. Так, использование дополнительного подвода тепла к прибыльной части отливки с помощью электродугового обогрева при значительных капитальных затратах хотя и повышает выход годного металла на 6–7%, но при этом происходит науглероживание стали и значительное выгорание примесей [3]. Применение экзотермических вставок и прибылей, имеющих сегодня достаточно высокие цены, обеспечивает контроль объемной усадки металла в процессе его остывания и затвердевания, но требует проводить расчеты и испытания для достижения оптимальных результатов в зависимости от специфики усадки, типа отливки, условий охлаждения.

В ЗАО «Инструмент» для ликвидации усадочных раковин успешно применяется электрошлаковый процесс по следующей технологии. После заливки металла в кристаллизатор на поверхность металлической ванны забрасывается электропроводный флюс АНФ 6–1. На флюс помещается электрод, либо графитовый  $\varnothing 100$  м, либо сварной из собственных отходов соответствующей стали, что гарантирует отсутствие таких вредных примесей, как фосфор. При включении тока флюс плавится и образует небольшую жидкую шлаковую ванну, в которую засыпается еще некоторое количество флюса. Благодаря этому в процессе остывания слитка постоянно имеется некоторое количество жидкого металла, которое расходуется на заполнение всех несплошностей. Кроме того, при этом создаются благоприятные условия для направленного затвердевания. При таком процессе возможно регулирование подводимого тока в широких пределах путем изменения глубины погружения электрода в ванну, а также широким диапазоном плотности тока, что обеспечивает устойчивость режима во времени.

Указанная технология разлива удачно дополняет мероприятия, проводимые при выплавке для получения качественных слитков. Это кремниевые модификаторы для рафинирующей и модифицирующей обработки стали типа Insteel производства НПП «Технология». Ввиду отсутствия промежуточного ковша и трудностей ввода их в струю жидкого металла они вводятся в расплав непосредственно перед разливкой. С целью очистки стали от посторонних примесей, разливку ведут через керамические фильтры фирмы «KERAMTECH» с размером отверстий 2,5–3 мм. Во избежание приварки металла к кристаллизатору, увеличения срока его службы и улучшения качества поверхности слитка поверхность кристаллизатора покрывают термостойким керамическим компози-

том ТКК производства ОАО «Уралкомполит». Металл полученных таким способом слитков исследовали на темплетях сечением 15×20 мм и высотой 20 мм, вырезанных из средней по высоте части слитка по схеме (рис. 2). Анализ образцов показал отсутствие усадочной раковины, ликвации, неметаллических включений, химической неоднородности.

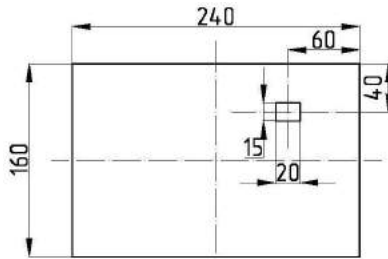


Рис. 2. Схема вырезки опытных образцов для оценки эффективности модифицирования стали

Для облегчения дальнейшей обработки слитков отпускается, режется с использованием кислородной резки на 3–4 пластины толщиной 40–50 мм, которые подвергают горячей прокатке на требуемую толщину. Получение проката из литых пластин небольшой толщины уменьшает разницу свойств полученного металла в продольном и поперечном направлении, что важно для эксплуатации циркулярных пил.

После контроля из полученного проката изготавливается товарная продукция завода. Это дисковые пилы  $\varnothing 350$ –560 мм толщиной 2,8–3,2 мм из стали 9ХФ для деревообработки; они подвергаются объемной закалке с последующим отпуском или электронагреву и закалке зубьев; зубья могут упрочняться твердосплавными пластинами, стеллитом. Промышленные ножи: луцильные, рубильные и другие для обработки металла и древесины; они круглой или прямоугольной формы (ширина до 300–400 мм, толщина до 22 мм, длина до 150 мм) из сталей 9ХФ, 6ХС, 6ХВ2С. Дисковые металлургические пилы диаметром до 500 мм из стали 9ХФ.

Все это значительно повысило коэффициент использования металла и ритмичность производства, практически обеспечило полное использование металлоотходов, а также расширило ассортимент продукции за счет возможностей продажи слитков дорогостоящей инструментальной стали.

Список литературы

1. Мини-металлургические заводы. [Электронный ресурс]. URL: <http://kommersanty.ru/article/view/68> (дата обращения: 07.02.12).
2. Ефимов, В.А. Разливка и кристаллизация стали / В.А. Ефимов. М.: Metallurgia, 1976. 552 с.
3. Тягун-Белоус, Г.С. Электрошлаковый обогрев неплавящимся электродом головной части слитков и фасонных отливок / Г.С. Тягун-Белоус, Д.А. Дудко // Автоматическая сварка. 1958. №10.

УДК 621.746.6

**А.В. Филиппов, В.Н. Селиванов, Е.А. Мельничук**

Магнитогорский государственный технический  
университет им. Г.И. Носова

**РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ  
ШЛАКООБРАЗОВАНИЯ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ МНЛЗ**

Непрерывная разливка стали, как правило, производится с наведением на поверхности жидкого металла в кристаллизаторе шлака из специальной шлакообразующей смеси (ШОС). Шлак предназначен для теплоизоляции поверхности металла, устранения прямого контакта её с атмосферой, уменьшения трения между слитком и кристаллизатором и ассимиляции всплывающих неметаллических включений. Существенную роль в выполнении шлаком его функций играет состав шлакообразующей смеси и физико-химические свойства её расплава, в первую очередь вязкость, температура начала затвердевания, поверхностное натяжение.

Известно, что химический состав шлака заметно отличается от состава шлакообразующей смеси, т.е. в кристаллизаторе имеет место процесс шлакообразования. При неблагоприятных условиях состав шлака изменяется так, что он переходит в двухфазное состояние и перестает эффективно выполнять свои функции. Это обстоятельство осложняет процесс разливки, вплоть до возникновения аварийной ситуации.

Прямое экспериментальное изучение причин и условий неблагоприятного течения процесса шлакообразования представляется довольно трудным. Однако решение этой задачи может быть проведено методом синтеза результатов промышленных экспериментов и математических моделей. Этот метод ранее успешно применялся при проведении других исследований, в частности при изучении шлакообразования в промежуточном ковше МНЛЗ [1] и в агрегате «ковш-печь» [2].

Метод синтеза результатов промышленных экспериментов и математических моделей является определенной альтернативой известным методам статистической обработки экспериментальных данных, в первую очередь корреляционному и регрессионному анализам. Различие между этим методом и упомянутыми методами математической статистики состоит, в основном, в модели, используемой при анализе результатов экспериментов. В математической статистике используется формальная модель, не отражающая сущность изучаемого объекта и называемая «черным ящиком». Чаще всего она имеет вид многочлена первой или второй степени. В альтернативном методе используется содержательная модель процесса в виде развернутого математического описания, отражающего знания, имеющиеся о процессе, а также некоторые дополнительные гипотезы. Такую модель можно назвать «прозрачным ящиком», так как она отражает физическую сущность исследуемого процесса.

Процесс шлакообразования может быть описан статической моделью. Основанием для выбора такой модели является относительное постоянство химического состава шлака в кристаллизаторе. Исследования показывают, что химический состав шлака в кристаллизаторе в течение всей разливки остается практически неизменным. В качестве примера этого постоянства в таблице представлены данные о химическом составе шлака при разливке стали марки Ст.3 из 360-тонного сталеразливочного ковша на слябы, имеющие поперечное сечение 250×1030 мм. Расход шлакообразующей смеси при проведении эксперимента составлял 0,55 кг/т стали.

При анализе данных приведенной таблицы обращает на себя внимание существенное различие содержания в шлаке и в исходной шлакообразующей смеси двух компонентов – оксидов алюминия и марганца. Содержание оксида алюминия в шлаке почти в два, а оксида марганца в 2,5 раза выше, чем в шлакообразующей смеси. Оба эти оксида являются основными компонентами

продуктов раскисления стали. Совершенно очевидно, что значительное повышение их содержания в шлаке по сравнению в шлакообразующей смеси связано со всплыванием в шлак неметаллических включений, оставшихся в металле после раскисления.

#### Химический состав ШОС и шлака в кристаллизаторе

Проба	Время, мин	Содержание, %							
		CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	F	MnO	FeO
ШОС		35,3	36,3	4,4	2,9	3,5	7,7	1,20	0,97
Шлак	7	37,7	35,7	8,4	3,0	3,7	8,6	2,95	0,80
	11	37,7	35,6	8,5	3,0	3,6	8,6	2,94	0,75
	14	37,6	35,4	8,3	2,9	3,7	8,8	2,90	0,75
	43	37,8	36,1	8,2	3,0	3,9	8,7	2,74	0,80
	46	37,8	36,5	8,1	3,0	3,8	8,7	2,73	0,76

При раскислении в сталь, кроме алюминия и марганца, вводится также и кремний. Однако его содержание в шлакообразующей смеси и в шлаке практически одинаково. Отсутствие влияния всплывания неметаллических включений на содержание оксида кремния в шлаке можно объяснить тем, что содержание этого оксида в шлакообразующей смеси и в неметаллических включениях различается мало.

Содержание в шлаке оксидов кальция, магния и натрия, а также фтора несколько выше, чем в шлакообразующей смеси, которая является единственным источником их поступления. На первый взгляд, это кажется парадоксальным. Однако следует иметь в виду, что в состав ШОС входит аморфный графит в количестве 8%, который при плавлении смеси в шлаке не растворяется. Следовательно, содержание всех компонентов в переходящей в шлак части смеси в 1,09 раза выше, чем указано в таблице.

Приведенный выше анализ химического состава шлака дает основание принять следующую модель шлакообразования в кристаллизаторе.

На поверхности металла находится слой жидкого шлака, количество которого, вообще говоря, неизвестно. Шлак поступает в зазор между слитком и кристаллизатором, выполняя роль смазки, уменьшающей трение между ними.

На поверхности жидкого шлака находится слой шлакообразующей смеси, которая постепенно плавится, увеличивая массу шлака. Увеличение массы шлака происходит также вследствие

всплывания из металла продуктов раскисления стали. При установленном процессе разливки, характеризующимся постоянной скоростью вытягивания слитка, масса шлака и его химический состав не меняются. Следовательно, можно считать, что весь шлак, поступивший в зазор между слитком и кристаллизатором за какой-либо интервал времени, есть результат смешения расплавленной смеси и всплывших неметаллических включений за это же время. Масса шлака в расчете на 1 т стали может быть определена по формуле

$$m = g_{шос} \frac{(\sum K_{шос})}{100} + 10\Delta[HB], \quad (1)$$

где  $m$  и  $g_{шос}$  – масса шлака и расход шлакообразующей смеси, кг/т стали;

$(\sum K_{шос})$  – общее содержание в шлакообразующей смеси компонентов, переходящих в шлак, %;

$\Delta[HB]$  – уменьшение содержания в стали неметаллических включений, %.

Для любого компонента шлака  $K$  справедливо следующее балансовое уравнение:

$$m(K) = g_{шос} (K_{шос}) + 10\Delta[HB](K_{не}), \quad (2)$$

где  $(K)$ ,  $(K_{шос})$  и  $(K_{не})$  – содержание компонента  $K$  в шлаке, шлакообразующей смеси и неметаллических включениях, %.

Материальный баланс шлака и материальные балансы отдельных его компонентов составляют математическую модель шлакообразования в кристаллизаторе, которую можно использовать для решения разных задач. Например, описанная выше модель была использована для анализа шлакообразования по данным о химическом составе шлака в кристаллизаторе, содержащимся в приведенной выше таблице. Анализ дал возможность определить поступление в шлак неметаллических включений из разливаемого металла и их химический состав.

Уравнения (2), составленные для всех компонентов шлака, вместе с уравнением (1) образуют систему, в которой известны содержания восьми компонентов в шлаке и шлакообразующей смеси, а также её расход. Неизвестными величинами являются поступление в шлак неметаллических включений и их химический состав. Так как раскисление стали производилось марганцем, кремнием и алюминием, то всплывающие неметаллические включения состоят из оксидов этих элементов и, возможно, оксида железа. Так как число

неизвестных величин меньше числа уравнений, то система является переопределенной. Такая система может быть решена аналогично нахождению коэффициентов в уравнении регрессии при статистической обработке результатов экспериментов.

Так как анализируемые экспериментальные данные о химическом составе шлака, приведенные в таблице, получены при разливке одного и того же металла, то можно считать, что скорость поступления в шлак неметаллических включений и их химический состав были одинаковыми. Тогда уравнения материальных балансов отдельных компонентов каждого из пяти шлаков можно объединить в одну систему, состоящую из 41 уравнения (пять шлаков, восемь компонентов в каждом из них и общее уравнение материального баланса). Число неизвестных в такой системе остается прежним – 5. Следовательно, решение системы уравнений получается при 36 степенях свободы, что существенно уменьшает влияние возможной погрешности химического анализа состава шлака.

Решение системы балансовых уравнение было проведено в среде электронных таблиц Excel с использованием надстройки «Поиск решения». Эта надстройка, вообще говоря, является оптимизатором. Решение переопределенной системы уравнений сводится к минимизации суммы квадратов относительных отклонений результатов расчета содержания компонентов в шлаке от данных химического анализа.

В результате решения системы уравнений было установлено, что при разливке в шлак поступали неметаллические включения в количестве 0,0046 % от массы разливаемой стали. В них содержалось 56%  $Al_2O_3$ , 21%  $SiO_2$  и 23%  $MnO$ .

Расчетные данные о химическом составе шлака были близкими к результатам химического анализа. Связь между этими величинами описывается уравнением регрессии

$$(K)_p = 0,996(K)_{ан} - 0,108, \quad r = 0,997,$$

где  $(K)_p$  и  $(K)_{ан}$  – содержание компонента в шлаке по расчету и по химическому анализу, %;

$r$  – коэффициент парной линейной корреляции.

Близость первого коэффициента в уравнении регрессии к единице, а второго – к нулю дает основание принять статистическую гипотезу о равенстве результатов расчета экспериментальным данным, т.е. считать разработанную математическую модель адекватной результатам опытов.



Список литературы

1. Дюльдина Э.В., Селиванов В.Н., Лозовский Е.П. Формирование шлака в промежуточном ковше МНЛЗ // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2009. №4. С. 26-29.
2. Кабатина Ю.В., Селиванов В.Н., Ивин Ю.А. Совершенствование раскисления в агрегате «ковш-печь» стали, разливаемой на сортовых МНЛЗ // Современные проблемы электрометаллургии стали: материалы XIV Междунар. конференции. Ч. 2. Магнитогорск, 2010. С. 27-30.

УДК 669.14.018.256

**А.С. Королёв, В.Н. Селиванов**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

**КРИТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ИЗВЕСТНЫХ РЕШЕНИЙ ЗАДАЧИ  
О ЗАТВЕРДЕВАНИИ СТАЛИ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ МНЛЗ**

Затвердевание стали в кристаллизаторе – это наиболее важный этап формирования непрерывнолитого слитка. Экспериментальные исследования этого процесса связаны со значительными техническими трудностями и проводятся относительно редко. Поэтому очень часто для изучения особенностей затвердевания металла в кристаллизаторе используется математическое моделирование.

По вопросу о математическом моделировании затвердевания стали в кристаллизаторе имеется достаточно много публикаций, например [1, 2]. При всем многообразии вариантов, расчет затвердевания металла сводится к решению задачи теплопроводности с учетом выделения тепла фазового перехода при задаваемых граничных условиях.

Теплопередача по всему объему слитка (и в корке, и в жидкой сердцевине) описывается основным дифференциальным уравнением теплопроводности:

$$C_p \frac{dT}{d\tau} = \operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} T) + L_p \frac{\partial \psi}{\partial \tau}, \quad (1)$$

где  $C_p$  – удельная теплоемкость;  $L_p$  – удельная теплота плавления;  $T$  – температура;  $\tau$  – время;  $\psi$  – относительное количество твердой фазы;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности.

Физическая модель процесса представлена на рис. 1. Согласно этой модели слиток, как в твердой, так и в жидкой части, рассматривается как недеформируемое тело, в котором отсутствуют тепло- и массоперенос, связанный с гидродинамическими процессами. Жидкий металл, поступающий в кристаллизатор, растекается по его свободной поверхности. У стенок кристаллизатора он охлаждается и образуется затвердевшая корочка, толщина которой увеличивается по мере вытягивания слитка из кристаллизатора.

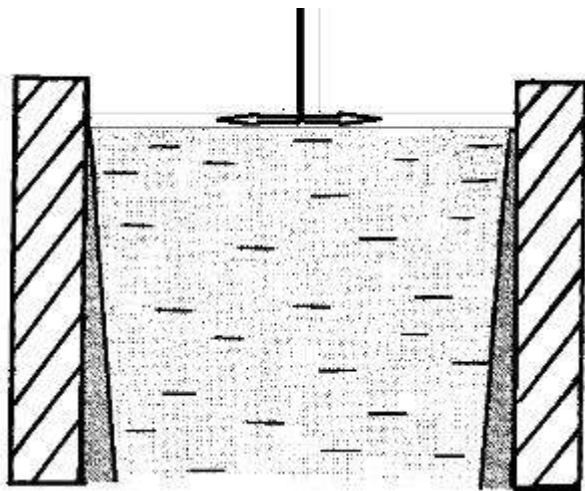


Рис.1. Традиционная физическая модель затвердевания стали в кристаллизаторе МНЛЗ

Результатом решения задачи является информация о температурном поле затвердевающего слитка. Границы зоны кристаллизации определяются по положению изотерм ликвидуса и солидуса. Затвердевание слитка в такой постановке задачи происходит в соответствии с так называемой последовательной теорией кристаллизации.

Описанные выше постановка и решение задачи затвердевания непрерывнолитого слитка восходят к известному решению

Стефаном задачи о промерзании влажного грунта. Позднее это решение было адаптировано к расчету затвердевания стали в изложницах, а в дальнейшем – к затвердеванию стали при непрерывной разливке.

На начальном этапе освоения непрерывной разливки стали решения, основанные на модели, соответствующей рис. 1, давали информацию, имеющую, несомненно, и научную, и практическую ценность.

В настоящее время требования к качеству непрерывнолитых слитков существенно возросли, а знания специалистов о процессе из затвердевания значительно расширились. Это делает актуальной разработку новой концепции модели затвердевания непрерывнолитых заготовок и слябов. Такая концепция должна учитывать, как минимум, два обстоятельства.

Во-первых, рис. 1 неправильно отражает процесс поступления стали в кристаллизатор. Заливка стали, как правило, производится через так называемый «погружной» стакан под уровень жидкого металла. При этом поступающий металл распределяется по высоте кристаллизатора в соответствии с рис. 2.

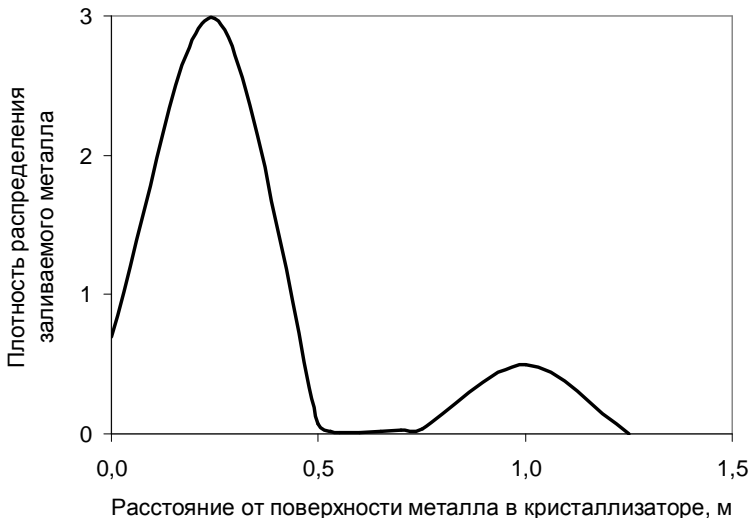


Рис. 2. Изменение плотности распределения заливаемого в кристаллизатор металла по его высоте [3]

Рис. 2 показывает, что жидкий металл, заливаемый в кристаллизатор, проникает на значительную глубину – свыше 1 м. Это обстоятельство существенно изменяет температурное поле жидкой части слитка и теплоперенос в ней, а следовательно, и затвердевание металла в кристаллизаторе.

Во-вторых, новейшие исследования [4] показывают, что в процессе непрерывной разливки происходит существенная продольная деформация затвердевшей оболочки слитка, вытягиваемого из кристаллизатора. Под действием растягивающих напряжений затвердевшая оболочка в пределах кристаллизатора удлинится на 20–40%. Растяжение оболочки приводит к соответствующему уменьшению её толщины. Градиент температур в ней при этом увеличивается, что, несомненно, оказывает заметное влияние на скорость затвердевания.

Кроме того, растяжение оболочки увеличивает объем лунки жидкого металла, что вызывает его перемещение. По-видимому, именно этим обстоятельством вызвано появление второго максимума на кривой плотности распределения заливаемого в кристаллизатор металла (см. рис. 2).

Приведенные выше соображения дают основание представить процесс затвердевания стали в кристаллизаторе схемой, приведенной на рис. 3.

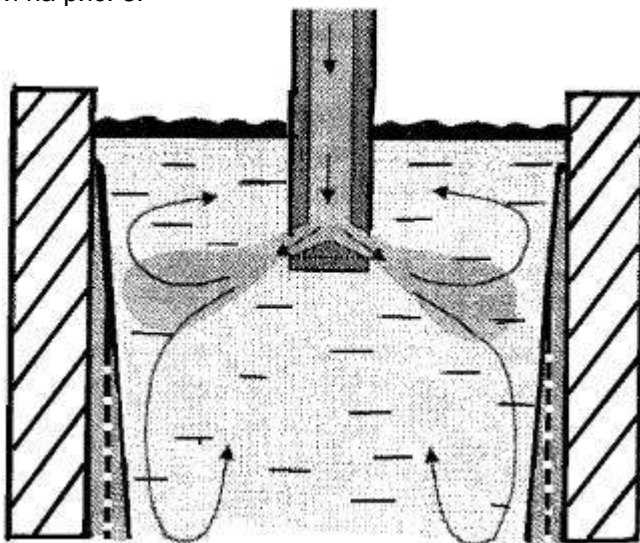


Рис. 3. Модифицированная модель затвердевания стали в кристаллизаторе (пояснения в тексте)

Заливаемый в кристаллизатор металл поступает в осевую зону слитка на некотором удалении от поверхности, где он перемешивается с металлом, залитым ранее. У стенок кристаллизатора формируется затвердевшая оболочка, толщина которой увеличивается в процессе вытягивания слитка. На процесс увеличения толщины затвердевшей оболочки накладывается её растяжение (уменьшение толщины слоя затвердевшего металла показано на рис. 3 штриховыми линиями), происходящее при вытягивании слитка и приводящее к перемещению металла в его жидкой части. Таким образом, модель затвердевания металла в кристаллизаторе должна учитывать не только тепловые, но и, как минимум, гидродинамические, а также механические процессы.

Точное решение такой задачи представляется достаточно сложным. В рамках статьи возникающие при этом проблемы обсудить невозможно. Следует лишь сказать, что представляется целесообразным разделить решение задачи математического моделирования затвердевания слитка при непрерывной разливке на две взаимосвязанные, но самостоятельные задачи: затвердевание в кристаллизаторе и затвердевание в зоне вторичного охлаждения. Однако даже в этом случае, вероятно, придется принять некоторые упрощения. В частности, для описания тепловой стороны затвердевания вместо использования уравнения (1) можно применить инженерные методы расчета теплопередачи.

#### Список литературы

1. Журавлев В.А., Китаев Е.М. Теплофизика формирования непрерывного слитка. М.: Металлургия, 1974. 215 с.
2. Тепловые процессы при непрерывном литье стали / Ю.А. Самойлович, С.А. Крулевецкий, В.А. Горяинов, З.К. Кабаков. М.: Металлургия, 1982. 152 с.
3. Столяров А.М., Юречко Д.В., Селиванов В.Н. Формирование переходного участка непрерывнолитого сляба из стали разных марок: монография. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2006. 94 с.
4. Мельничук Е.А., Селиванов В.Н., Паномарева Т.Б. Экспериментальное исследование продольной деформации затвердевшей оболочки непрерывнолитого слитка при вытягивании из кристаллизатора // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 69-й научно-технической конференции. Магнитогорск: Изд-во МГТУ им. Г.И. Носова, 2011. Т.1. С.124-126.

УДК 621.746.3:519.6

**Л.Л. Демиденко**Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова**МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ  
ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ СЛЯБОВ С УГЛОВЫМИ СКОСАМИ  
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕПЛОИЗОЛИРОВАНИЯ**

При прокатке слитка традиционной формы деформирование сляба в ШГСП приводит к значительным приконтактным наплывам по толщине. Применение непрерывнолитого слитка со скосами рассматривалось Салгаником В.М. в работах [1, 2] как альтернативная форма полупродукта, обеспечивающая требуемый компенсированный объем. Измененный сляб должен иметь дополнительные свободные от металла компенсирующие объемы, в которых при боковых обжатиях могли бы разместиться приконтактные наплывы, не выходя за пределы широких граней. Сляб новой формы имеет поперечное сечение в виде симметричного восьмиугольника, вытянутого в горизонтальном направлении. На рис. 1 показан слиток со скосами, обозначенными по широкой грани  $c$ , по узкой  $d$ .

Для понятия, каким образом происходит влияние формы поперечного сечения на кинетику кристаллизации, необходимо рассмотреть кристаллизацию слитка со скосами и сравнить с кристаллизацией слитка традиционной формы.

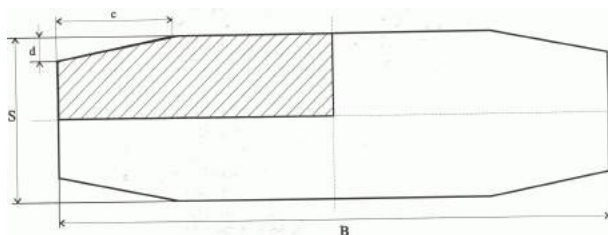


Рис. 1. Слиток со скосами

Математическая модель слитка со скосами рассчитывалась аналогично модели прямоугольного слитка традиционной формы [3].

Для численной реализации двумерного уравнения теплопроводности использовалась схема расщепления по координатам с суммарной аппроксимацией на слоях с целыми номерами. Расчетная сеточная область показана на рис. 2, ширина слитка принималась 900–1850 мм, толщина слитка – 250 мм, размеры скосов принимались 180x62,5 и 190x60 мм. Создана программная реализация на языке C++ .

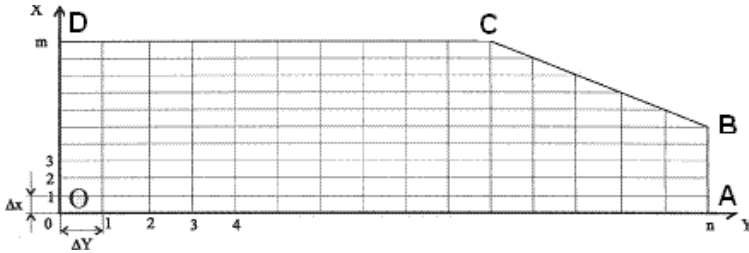


Рис. 2. Сетка  $\frac{1}{4}$  части слитка со скосом

Адекватность модели проверялась по сходимости экспериментальных данных слитка стали марки Зсп 250x1560 мм и расчетных данных при скосах  $c=0$  и  $d=0$ .

Для выравнивания температуры по сечению слитка в зоне воздушного охлаждения используется зона теплоизоляции. Для оценивания выравнивания температур по сечению при использовании теплоизоляции непрерывнолитого слитка со скосами и слитка традиционной технологии рассмотрим слитки, одинаковые по периметру (рис. 3) и одинакового сечения (рис. 4) при скорости вытягивания слитка 1,1 м/мин.

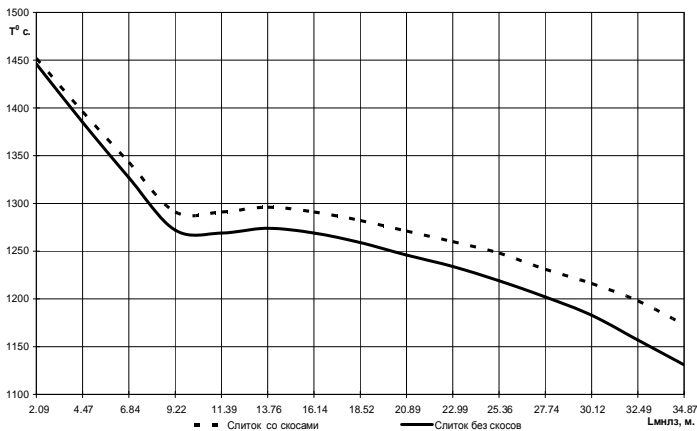


Рис. 3. Среднемассовые температуры слитков, одинаковых по периметру

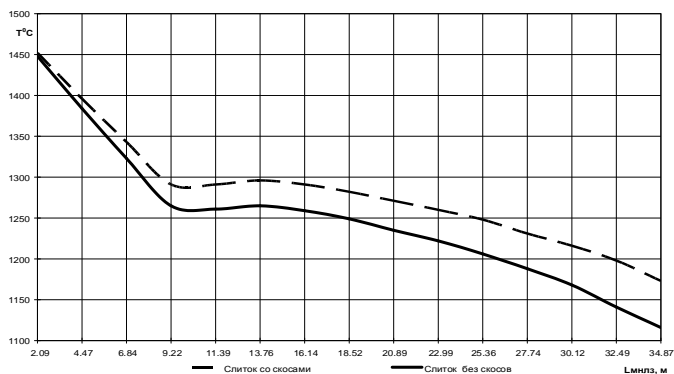


Рис. 4. Среднемассовые температуры слитков, одинаковых по сечению со скосом и без скоса

По результатам моделирования можно сделать вывод о том, что среднемассовые температуры слитка с угловыми скосами совпадают или превышают среднемассовые температуры слитка традиционной формы. Данные расчеты позволяют сделать выводы о возможности использования сляба новой формы как альтернативной формы полупродукта, обеспечивающий требуемый компенсированный объем для уменьшения приконтактных наплывов в ШГПС.

#### Список литературы

1. Салганик В.М., Кульпин Е.Ф. Формирование ширины полос при горячей прокатке/ Ин-т «Черметинформация». М., 1990. 33 с.
2. Салганик В.М. Новые решения для повышения эффективности широкополосной горячей прокатки //Новые материалы и технологии: тез. докл. рос. науч.-техн. конф. (Москва, ноябрь 1994). М.: Изд-во Мос. гос. авиац. технол. ун-та, 1994. С. 114.
3. Демиденко Л.Л. Математическое моделирование охлаждения непрерывнолитого слитка в МНЛЗ: монография. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2007. 108 с.



## Раздел 5

# ВОПРОСЫ ЭКОЛОГИИ И ЭКОНОМИКИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

УДК 658.558.8: 621.74

**Н.Т. Баскакова, И.А. Песин**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

### СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СИСТЕМЫ ПЛАНИРОВАНИЯ РЕМОНТОВ НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ ОГРАНИЧЕНИЙ

Как и в любом металлургическом предприятии, ремонтное хозяйство ОАО «ММК» в целом и дочерних предприятий предназначено для выполнения всех видов ремонта и межремонтного обслуживания оборудования, изготовления, поставки и подготовки запасных частей, металлоконструкций и сменного оборудования. В ОАО «ММК» принята смешанная форма организации ремонтов. Выполнение ремонтных работ осуществляется силами механических служб производственных цехов ОАО «ММК», специализированных цехов (цехи ремонта металлургического оборудования), дочернего предприятия – закрытое акционерное общество «Механоремонтный комплекс» (ЗАО «МРК») и различных сторонних организаций, созданных на базе ремонтных трестов «УралДомнаРемонт», «УралЧерметРемонт», «ВостокМеталлургМонтаж» и прочих ремонтных структур.

Существующая система организации ремонтов включает 2 направления ремонтных работ:

- ✓ ремонт зданий, сооружений и передаточных устройств;
- ✓ ремонт технологического оборудования.

Планированием, организацией и учетом затрат на ремонт основных производственных фондов в системе оперативного учета и управления техническим обслуживанием и ремонтами (внеоборотных) активов ОАО «ММК», под которыми подразумевается оборудование, здания и сооружения, находящиеся в собственности

ОАО «ММК», занимается производственно-аналитическое управление (ПАУ) центра технического обслуживания и ремонтов (ЦТОиР) на основе многофункционального подхода.

Планирование ремонтов оборудования в ОАО «ММК» осуществляется согласно СТП-СМК 2-6.3-10-2007 (редакция 2) «Система менеджмента качества. Инфраструктура. Планирование, учет, контроль и анализ технического обслуживания и ремонтов основных производственных фондов».

Планирование работ по техническому обслуживанию и ремонту (ТОиР) осуществляется, исходя из сочетания объемов ремонтных работ и лимитов затрат на их исполнение. Объемы ремонтных работ планируются на основе графиков планово-предупредительных ремонтов в годовом и месячном разрезах.

Порядок планирования ремонтов оборудования предусматривает три этапа работ:

1) определение плановых сроков и продолжительности остановки оборудования на ремонт на основе формирования годовых и месячных графиков ремонтов оборудования;

2) составление объемов ремонтных работ, включая перечень объектов и работ по всем видам ремонтов, технического обслуживания на основании титульного списка;

3) формирование планов затрат на выполнение всех видов ремонтов и межремонтного обслуживания на основе бюджета и плановых смет затрат на ТОиР.

Первый этап планирования начинается после определения перечня объектов и работ по ТОиР на основании актов экспертиз состояния основного технологического оборудования, зданий, сооружений и других видов ОПФ с формирования графиков ремонтов – плановых документов, где отражаются плановые сроки и продолжительность остановки оборудования на ТОиР для расчета баланса рабочего времени и объемов ремонтных работ. Графики ремонтов основных агрегатов ОАО «ММК», определяющих календарные сроки проведения ремонтов на год, месяц, неделю, формируют в соответствии с ПД ММК 3-ОСА-187-2007 «Положение о порядке формирования, исполнения графиков ремонтов агрегатов» (редакция 0 от 16.04.2007 № А-118).

Второй этап планирования после определения перечня объектов и работ, их плановых сроков и продолжительности остановки на ремонт предусматривает формирование объемов работ по ТОиР и начинается с формирования титульного списка. «Титульный список технического обслуживания и ремонтов, экспертизы промыш-

ленной безопасности и обследования, демонтажных работ ОПФ, в том числе и природоохранных объектов» (далее – Титульный список) формируют работники производственного отдела ПАУ в соответствии с требованиями ПД ММК 3-ОСА-172.

Третий этап планирования начинается после составления титульного списка, служит для формирования планов затрат на выполнение всех видов ремонтов и межремонтного обслуживания на основе бюджета и плановых смет затрат на ТОиР, предназначен для составления «Плана затрат на производство ТОиР на год» и формирует *производственный заказ на ремонты* в модуле КИС «Ремонты».

На основе годовых графиков ремонтов, титульного списка годовых капитальных ремонтов и ежемесячных заявок цехов осуществляется планирование ремонтов на месяц. Графики ремонтов на месяц основных производственных фондов и планы затрат на ремонты на месяц составляют соответствующие структурные подразделения, планирующие годовые ремонты. Они же согласовывают объемы ремонтных услуг с подрядчиком и ремонтными организациями ОАО «ММК» (рис.1).

Контроль выполнения объемов и качества ремонтов осуществляют представители подразделения-заказчика (начальник цеха, координатор работ, заместитель (помощник) начальника цеха по мех. оборудованию (по электрооборудованию), механики, энергетики и электрики подразделений). Работники бюро контроля объемов ремонтов управления капитальных ремонтов осуществляют выборочный контроль выполнения объемов ремонтов в соответствии с графиками ремонтов.

При такой организации системы планирования ремонтов главной проблемой является несоответствие между заявками на ремонты и выделяемыми лимитами денежных средств. При этом мы вынуждены убирать часть мероприятий из плана. Возникает необходимость в ранжировании всех мероприятий по ремонтам с помощью какого-либо критерия.

Воспользуемся подходом теории ограничений, предложенной Э. Голдраттом и развиваемой на кафедре ОМД нашего университета, и определим такой критерий. Этим критерием с экономической точки зрения будет являться максимальная сумма потерь, которую будет иметь предприятие в случае отказа выполнения тех или иных видов ремонта или технического обслуживания основного технологического оборудования. При этом узким местом будет являться отказ работы оборудования, который приведет либо к простоя цеха в целом, либо – технологической цепочки, либо – основного технологического оборудования.

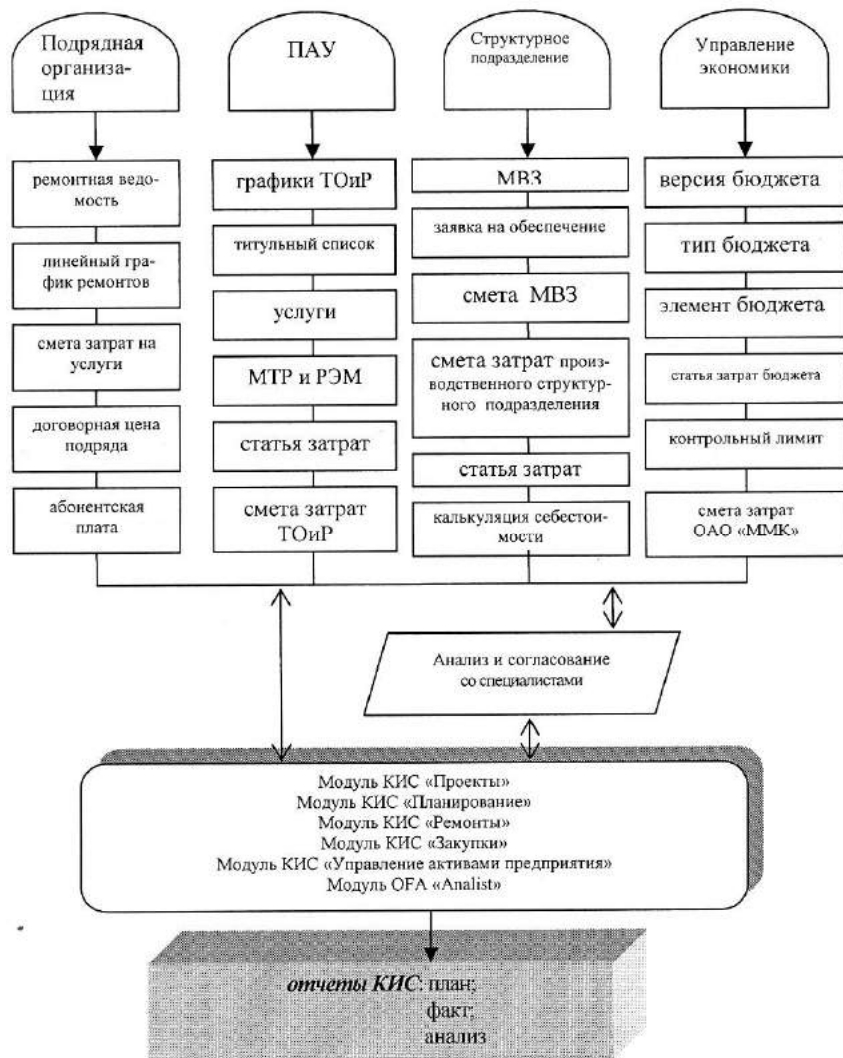


Рис. 1. Схема формирования документооборота по планированию затрат на выполнение ТОиР

Для определения критерия выбора планируемых мероприятий при составлении графиков ремонта первоначально рассчитаем, к какой продолжительности простоя «узкого места» приведет

отсутствие того или иного мероприятия. Зная средний поток прибыли, проходящей через «узкое место», мы можем легко подсчитать возможную потерю прибыли от невыполнения этого мероприятия. Предлагается следующий алгоритм планирования мероприятий по ремонту (рис. 2).

Для составления графика ремонтов и технического обслуживания предприятия в целом необходимо определить оборудование, простой которого приведет к остановке производства основной готовой продукции, что связано с рисками потерь как прибыли, так и потребителей. После определения общих «узких мест» предприятия по всем цехам, включая основные, вспомогательные и обслуживающие цехи, находятся узкие места в каждом цехе.

Как было сказано ранее, «узким местом» для цеха будет являться отказ работы оборудования, который приведет либо к простоя цеха в целом, либо - технологической цепочки, либо – основного технологического оборудования.

Для планирования графика ремонтов и технического обслуживания цеха первоначально выбирается основное технологическое оборудование и вид планируемых ремонтных работ (техническое обслуживание  $ТО_1$ ,  $ТО_2$ , текущий ремонт  $ТР_1$  –  $ТР_4$ , капитальный ремонт  $КР_1$  –  $КР_4$ ). Затем для выбранных позиций определяется перечень планируемых мероприятий. Для каждого мероприятия рассчитывается продолжительность простоя «узкого места» ( $T_i$ ) из-за отсутствия мероприятия ( $M_i$ ), средний поток прибыли на «узком месте» ( $P_i$ ), возможные потери по «узкому месту» ( $C_{Pi}$ ).

На основе полученных данных производится ранжирование мероприятий по среднему потоку прибыли и составляются таблицы приоритетности мероприятий по критерию максимизации потерь ( $max C_{Pi}$ ).

Затем рассчитывается стоимость проведения ремонтных работ и сравнивается с лимитом выделенных ресурсов экономической службой на эти цели.

В случае превышения стоимости предлагаемых операций лимита средств на  $ТОиР$  они исключаются из списка работ и происходит переход либо к следующему шагу, либо к завершению планирования.

Такой алгоритм позволяет выбирать только те мероприятия, которые лимитируют выпуск продукции, не превышают объемов выделенных финансовых ресурсов, снижают степень риска потерь прибыли из-за простоев «узких мест» и повышают конкурентоспособность предприятия.

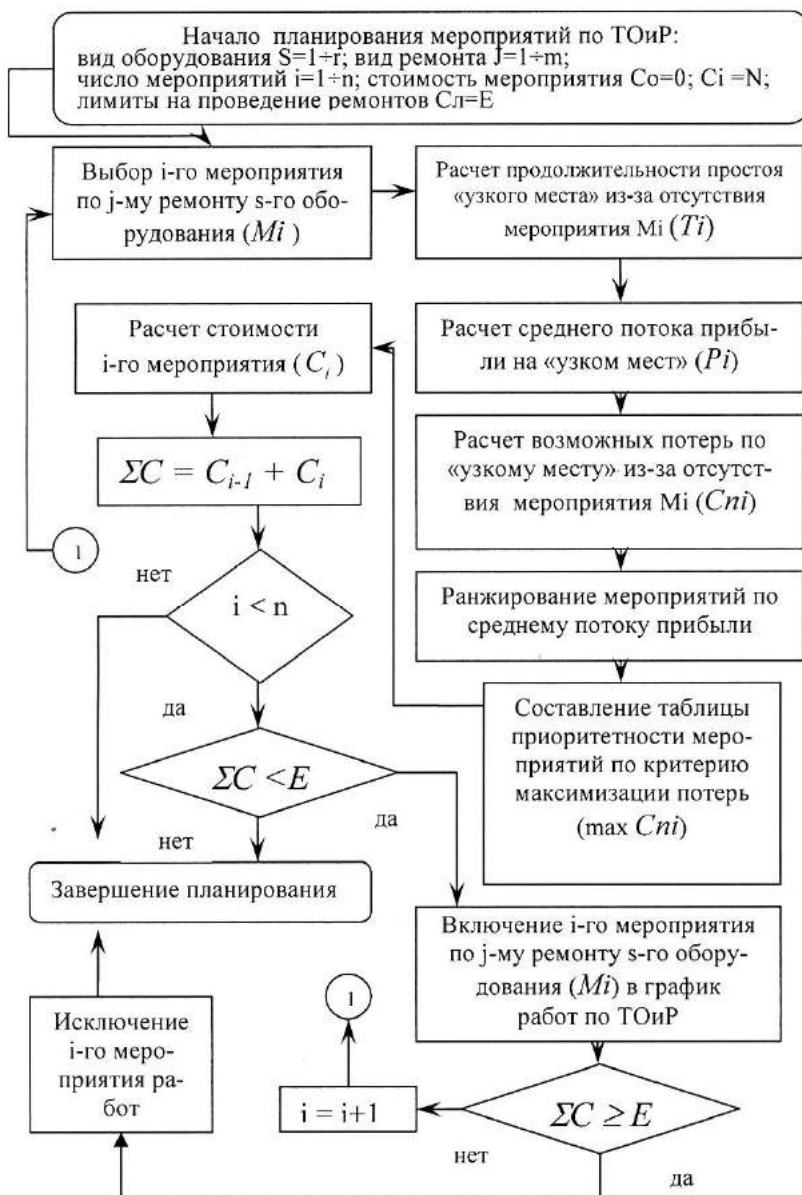


Рис. 2. Блок - схема алгоритма планирования мероприятий по ТОиР

Список литературы

1. Goldratt, Eliyahu M. The Theory of Constraints: A Systems Approach to Continuous Improvement. Delmar, Albany, NY (1995).
2. Реализация концепции производственного планирования на основе эффективного использования ограничений / Г.С. Сеничев, В.И. Шмаков, И.В. Виер, А.М. Песин, В.В. Жлудов. М.: Экономика, 2006. 210 с.
3. Баскакова Н.Т. Подсистема СМК планирования ремонтов // Вестник МГТУ им. Г.И.Носова. 2009. №3. С.55-57.
4. Подсистема менеджмента качества планирования ремонтов как рычаг роста конкурентоспособности металлопродукции / Песин А.М., Шмелев В.А., Баскакова Н.Т., Бойко Д.А., Леднева Г.А. // Сталь. 2011. №1. С.79-84.

УДК 330.14: 621.74

**К.И. Кадыргулова, Н.Т. Баскакова**

Магнитогорский государственный  
технический университет, г. Магнитогорск

### **К ВОПРОСУ ОБНОВЛЕНИЯ ОСНОВНЫХ ФОНДОВ**

Поскольку оценка долговечности объекта и контроль уровня его технического состояния жизненно важны для деятельности любого предприятия, то выбор варианта воспроизводства агрегатов является центральным местом при решении проблемы поддержания машин на необходимом качественном техническом и технологическом уровнях.

На предприятиях литейной отрасли износ основного технологического оборудования достаточно высок, что требует обновления основного технологического оборудования.

Используя **теорию ограничений** при рассмотрении вариантов обновления, механизм принятия решения, как правило, состоит из трех этапов.

**На первом этапе** на основании технической информации (срок службы оборудования, нагрузочные режимы, результаты ис-

пытаний и диагностики) должны быть выявлены узкие места, простой которых приведет к максимальным потерям выпуска продукции и прибыли, разработано несколько вариантов технического обслуживания и ремонта (ТОиР) данных агрегатов и выполнена оценка возможной реализации вариантов и технические показатели каждого из них.

**На втором этапе** технические специалисты должны прогнозировать остаточный ресурс, а экономисты - рассчитать соответствие упущенной выгоды и затрат, необходимых для проведения ТОиР в течение расчетного срока службы. По итогам второго уровня выбираются варианты мероприятий по выполнению ТОиР с учетом состояния агрегатов.

**На третьем**, высшем уровне, менеджеры на основании механизма управления рисками и с учетом экономической ситуации и выделенных ресурсов должны выбрать оптимальный вариант обновления и принять окончательное решение.

Это решение может основываться на следующих вариантах воспроизводства оборудования:

- ✓ *продолжать эксплуатацию* или менять оборудование на новое (либо проводить различные варианты обновления);
- ✓ *проводить диагностику* или формировать систему мониторинга;
- ✓ *выполнять ремонт оборудования* какого вида и в каком объеме.

Таким образом, для успешного применения методов теории ограничений на практике необходимо уметь оперативно находить узкие места и иметь инструмент моделирования различных сценариев их «расшивки». Планирование затрат на ТОиР должно осуществляться на основе прогноза, который корректируют с учетом управления рисками.

Существуют различные формы простого и расширенного воспроизводства основных фондов.

*Формы простого воспроизводства* основных фондов:

- 1) замена устаревшего средства труда;
- 2) капитальный ремонт.

*Формы расширенного воспроизводства:*

- 1) новое строительство;
- 2) расширение действующих предприятий;
- 3) реконструкция, техническое перевооружение, модернизация оборудования.



Каждая из этих форм решает определенные задачи, имеет преимущества и недостатки.

Обновление и воспроизводство основных фондов, и в первую очередь их активной части, может производиться путем замены старой изношенной части машинного парка более совершенными машинами и механизмами, капитального ремонта машин, их реконструкции и модернизации.

В условиях рыночной экономики предприятия литейной отрасли должны искать пути повышения эффективности производственной деятельности, укреплять и своевременно обновлять свою материально-техническую базу. Развитие литейного производства, как и любой другой отрасли, зависит от качественного состояния и динамики обновления основных фондов. Состояние основных фондов, в свою очередь, напрямую зависит от величины инвестиций, направляемых на их обновление.

За счет нового строительства вводятся в действие предприятия, на которых все элементы основных фондов соответствуют современным требованиям технического прогресса, решается проблема правильного размещения производительных сил по территории страны.

Однако когда происходит спад производства и многие предприятия прекращают свою деятельность, предпочтение отдается реконструкции и техническому перевооружению действующих предприятий.

При реконструкции основная часть капитальных вложений направляется на совершенствование активной части фондов при использовании старых производственных зданий и сооружений.

Увеличение доли затрат на оборудование дает возможность при том же объеме капитальных вложений получить больший прирост производства и на этой основе увеличить производительность труда, снизить себестоимость продукции.

Формой расширенного воспроизводства основных фондов является и модернизация оборудования, под которой понимается его обновление определенных узлов, машин с целью устранения морального износа.

Своевременное обновление основных фондов позволяет предприятиям литейной отрасли получить экономическую выгоду в виде:

- улучшения качества производимой продукции;
- снижения себестоимости производства строительно-монтажных работ;

- повышения производительности труда;
- экономии затрат на ремонт и содержание оборудования.

Алгоритм выбора затрат на воспроизводство должен обеспечивать минимум затрат на полное и частичное восстановление оборудования с учетом наличия материальных, трудовых, финансовых ресурсов предприятия и уровня конкуренции в отрасли; осуществлять поиск эффективного способа управления затратами на воспроизводство машин, при котором частичное и полное возмещение износа оборудования происходило бы своевременно и с минимальной упущенной выгодой для предприятия.

Различные виды основных производственных фондов имеют разную нормативную продолжительность службы. Время экономического (морального) износа производственных комплексов составляет примерно 13-16 лет, время экономического износа отдельных элементов комплекса - 12 лет, время смены технологических схем – 6-8 лет.

Работы по обновлению оборудования и в целом основных фондов, как правило, выполняются сторонними строительными организациями.

Строительный комплекс занимает особое место в воспроизводственном процессе. Его устойчивое развитие тесно связано с экономическим подъемом и инвестиционной активностью во всех отраслях экономики, а также с собственными возможностями эффективно осваивать инвестиционные ресурсы. Являясь одной из важнейших отраслей материального производства, строительство оказывает решающее влияние на ускорение научно-технического прогресса во всех других отраслях национальной экономики, обеспечивает техническое развитие и совершенствование промышленных предприятий в целом как имущественных комплексов и объектов недвижимости, решает важнейшие экологические и социальные задачи, задачи жизнеобеспечения населения.

Строительство является крупнейшим потребителем продукции других отраслей национальной экономики, которые обеспечивают его металлом и металлоконструкциями, цементом, лесоматериалами, строительными машинами, транспортными средствами, топливом, энергетическими и другими ресурсами. В строительстве используется 50% продукции промышленности строительных материалов, около 18% металлопроката, 40% лесоматериалов, более 10% продукции машиностроения. Для перевозки строительных материалов, конструкций, строительной техники используются практически все виды транспорта.

Таким образом, значительная часть проблем и задач, связанных с развитием строительства, носит межотраслевой характер.

Строительные организации для нормальной производственно-хозяйственной деятельности должны обладать основными и оборотными фондами. Для производства работ нужны машины, механизмы, различное оборудование, транспортные средства, мастерские, склады, помещения для контор и многое другое, что является элементами основных фондов (средства труда).

В составе основных производственных фондов на первом месте находятся строительные машины и оборудование - 48%, производственные здания и сооружения занимают сравнительно небольшой удельный вес – 37%. Доля транспортных средств (автомобильного, железнодорожного, водного и др.) равна 12%. Инструмент (в том числе электрифицированный) и инвентарь вместе с прочими фондами занимают в общем составе основных производственных фондов около 3%.

В процессе строительно-монтажных работ ежегодно часть основных фондов выбывает (примерно 11% их общей стоимости). Изношенные и выбывшие фонды нужно заменять и обновлять. В результате меняются их состав, структура и качественные характеристики. Воспроизводство основных производственных фондов строительной индустрии означает непрерывно повторяющийся процесс их обновления в постоянно возрастающих масштабах на базе научно-технического прогресса.

Любое строительство, как и установка нового литейного оборудования, после утверждения проекта начинается с закладки фундамента. Прогрессивной техникой, используемой при данных видах работ, являются бетоносмесители – спецтехника, работающая по гравитационному принципу. Бетоносмесители с самозагрузкой – мобильные бетонозаводы на шасси заслужили превосходную репутацию во всем мире и, в основном, производятся на нескольких предприятиях Италии. Преимущества этих машин выражается в исключении затрат на оплату услуг бетонозавода и транспортировку автомиксерами, даёт владельцу такой машины экономию около 1600 руб. с одного кубического метра изготавливаемого бетона.

Машины этой серии с максимальной производительностью от 5 до 20 м<sup>3</sup>/ч позволяют отказаться от лишних затрат, исключить простои и оптимизировать весь цикл производства и укладки бетона непосредственно на стройплощадке. С ними можно оперативно

---

---

реагировать на потребности строительных участков, изготавливая широкую гамму марок бетонных смесей. Здесь легко применяются различные добавки, влияющие на процесс отверждения бетона, т.е. оптимизируется время укладки бетона при получении его максимально прочным. Ещё больше такая спецтехника оправдывает себя в условиях удорожания автомобильного топлива, сервисного обслуживания и возникновения дорожных заторов больших городов, а также при возрастающих требованиях к чистоте строительного транспорта со стороны коммунальных служб и автомобильной инспекции.

Мобильные бетоносмесители с самозагрузкой гарантируют улучшение механических свойств бетона за счет правильно организованного и активного протекания диффузионных процессов на уровне микрообъемов, в результате чего при формировании монолита исключаются дефекты, концентраторы напряжения и другие факторы, снижающие его прочность.

Бетоносмесители сами загружают сырье в бетоносмесительный барабан под контролем электронной системы дозирования для выпуска бетона различных марок. Шарнирный механический ковш бетоносмесителя, управляемый оператором из кабины управления, сам забирает сырье в себя и через загрузочный бункер ссыпает материал в бетоносмесительный барабан. Лезвие, установленное внутри лопаты ковша, позволяет растаривать мешки с цементом без потери сырья. Никаких физических усилий человека для загрузки материала в бетоносмесительный барабан не требуется.

Данные механизмы позволяют получать качественный бетон и раствор прямо на стройплощадке, при этом не требуется подготовка и согласование места, как под бетонный завод, не требуется электричество, а также миксер для дальнейшей перевозки готового бетона на объект, не нужен погрузчик для инертных материалов. Себестоимость бетона, получаемого с помощью мобильных бетоносмесителей дешевле привозного с разницей от 700 до 1500 руб. за 1 м<sup>3</sup>.

В современных условиях предприятия должны искать новые пути повышения эффективности своей производственной деятельности. Выживаемость и завоевание ими конкурентных преимуществ возможны лишь при условии соответствующей организационно-технической перестройки с целью приближения реально существующего производства к оптимальному, соответствующему современным уровням знаний, техники, технологии производства,

организации и управления. Организационно-техническая перестройка - непрерывный процесс гибкой адаптации предприятий к непрерывно меняющимся условиям рынка. Она требует стратегического мышления и повышения ответственности руководителей за эффективность принимаемых решений в инновационной деятельности по обновлению основных фондов.

#### Список литературы

1. Баскакова Н.Т. Подсистема СМК планирования ремонтов // Вестник МГТУ им. Г.И.Носова. 2009. №3. С.55-57.
2. Подсистема менеджмента качества планирования ремонтов как рычаг роста конкурентоспособности металлопродукции / Песин А.М., Шмелев В.А., Баскакова Н.Т., Бойко Д.А., Леднева Г.А. // Сталь. 2011. №1. С.79-84.

УДК 658.558.8: 621.74

**Н.И. Юшачкова, Н.Т. Баскакова**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

### **СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ОРГАНИЗАЦИИ РЕМОНТНЫХ РАБОТ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

Целью создания системы управления ремонтами и техническим обслуживанием оборудования и системы их технического обеспечения на промышленном предприятии, к которым относятся и предприятия литейной отрасли, является разработка систем управления российскими предприятиями, соответствующих последним мировым достижениям на основе реализации комплексного подхода, охватывающего потенциал производства, снабжения и сбыта, путем построения интегрированных логистических систем.

Предприятия должны выбирать наиболее целесообразный метод планирования технического обслуживания и ремонта, который одновременно обеспечит бесперебойную работу оборудования, отсутствие простоев, так как снижение затрат на обслужива-

ние и ремонты оборудования позволит снизить и себестоимость продукции, что в свою очередь приведет к улучшению конкурентоспособности предприятия в целом.

Выработка политики управления и планирования объемами запасных частей сегодня относится к числу наиболее проблемных вопросов в модернизации литейного производства. Проблема заключается в том, что необоснованное снижение уровня объемов запасных частей сопровождается увеличением ущерба от аварийных отказов оборудования, обусловленного простоями, связанными с отсутствием необходимых для ремонта запчастей.

Специфика формирования объемов запасных частей традиционно определяется достаточно высоким проектным уровнем разнообразия литейного оборудования. Причем в ряде случаев сроки изготовления этих запасных частей характеризуются высокой длительностью, что усложняет нормирование их количества.

Однако существуют и другие факторы, которые препятствуют литейным предприятиям планомерно оптимизировать эти запасы:

- срок эксплуатации части основного оборудования в литейном производстве постоянно продлевается, что не позволяет использовать для определения длительности работоспособности отдельных элементов оборудования нормативно-техническую или проектно-конструкторскую документацию;
- поставщики зарубежного оборудования, как правило, не раскрывают информацию о возможности замены ряда запасных частей этого оборудования на отечественные комплектующие, что обуславливает рост уровня страхового объема запчастей.

Таким образом, в сложившихся условиях на литейных предприятиях возникает необходимость совершенствования системы управления количеством запасных частей и организации ремонтов оборудования.

Повышение уровня надежности работы оборудования связано с использованием одних из видов запчастей - метизов.

Метизы — стандартизованные металлические изделия разнообразной номенклатуры широкого назначения, к которым относят продукцию высокого передела черной металлургии. Проще говоря, это сетки, электроды, гвозди, проволока, канаты, крепежи, стальная лента холодного проката. Используются металлические изделия, большей частью крепеж, и для ремонтных работ в литейном производстве.

В последние годы значительно расширился рынок крепежных изделий новых видов для литейного производства, машиностроения, строительства, других отраслей.

Особенно заметны изменения, связанные с приходом новых зарубежных технологий, с широчайшим использованием новых видов дюбелей, шурупов и самонарезающих винтов, комплексных крепежных систем.

Отличительным признаком и основой технического уровня прогрессивного крепежа является его *многофункциональность*, которая позволяет отказаться от многих вспомогательных деталей соединений (например, шайб и шплинтов), способствовать механизации и автоматизации сборочных операций, снижать трудоемкость сборки и технического обслуживания узлов и т.д. Крепежные детали должны обладать достаточно высокой прочностью и коррозионной стойкостью.

Понятно, что качественные характеристики крепежных деталей несомненно оказывают заметное влияние и на экономику, и на показатели конкурентоспособности оборудования. Поэтому задачи оптимизации крепежных деталей и соединений необходимо решать в комплексе: конструкция, технологичность и трудоемкость сборки, эксплуатационная технологичность, экономические результаты на всех этапах эксплуатации оборудования.

Основными направлениями совершенствования крепежных изделий являются:

- объединение плоских шайб нормального диаметра с гайками, болтами, винтами, винтами самонарезающими – переход на фланцевый крепеж;

- унифицирование большого количества головок винтов и болтов (с прямым и крестообразным шлицем, внутренним и наружным шестигранником) в пользу винтов с внутренним и болтов с наружным волнистым приводом типа TORX;

- увеличение применения крепежных деталей повышенных классов прочности из экономно легированных борсодержащих сталей, специально созданных для холодной высадки;

- отказ от сверхточных (специальных) и точных резьб, не применять по 2-3 различных шага резьбы на одном диаметре болтов и гаек;

- широко использовать гайки самостопорящиеся – с кольцом из полимера, обжатые на эллипс, обжатые по торцу и др.;

- широко применять резьбовыдавливающие винты и болты, образующие резьбу в гладком отверстии в процессе сборки, обладающие свойством самостопорения.

Вышеназванные группы прогрессивных крепежных изделий, пока не вошли в нашу номенклатуру, но применяются в мировой и,

частично, в отечественной практике. К ним следует отнести следующие:

а) резьбовые фиксаторы – герметики для разъемных и неразъемных соединений. Имеются два класса фиксаторов: жидкие, наносимые на резьбу непосредственно во время сборки, и микрокапсулированные, предварительно наносимые в процессе производства крепежной детали. Последние имеют длительный срок хранения в нанесенном на резьбу состоянии и хорошо вписываются в технологическую цепочку сборки, в том числе автоматизированную;

б) отрывные заклепки односторонней безударной установки (иногда их называют «вытяжные заклепки»);

в) приклепываемые гайки и шпильки для крепления на листовых и тонкостенных деталях. При монтаже можно одновременно соединить две листовые детали. Заменяют приварные и закладные гайки, приварные болты и шпильки, упрощают конструкцию, не нарушают покрытия;

г) резьбовые пружинные вставки со свойствами самостопорения для высокопрочных гаек и корпусных деталей, в том числе из легких сплавов;

д) быстроустанавливаемые крепежные детали и системы, как правило, одноразового соединения, для неразъемных соединений (например, соединения листовых деталей, самопроникающие заклепки, детали, требующие для фиксации поворота лишь на 90–180° и др.).

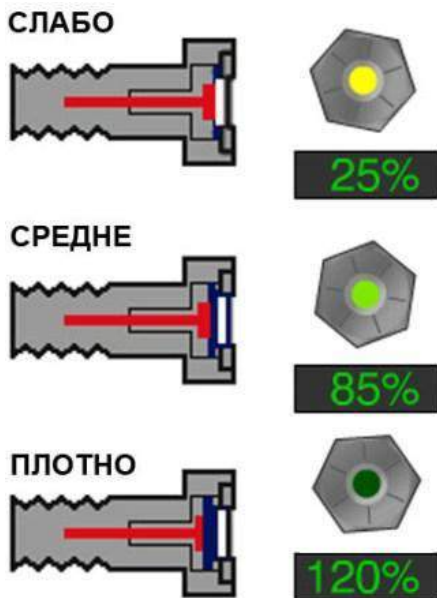
Особого внимания заслуживает также новинка среди болтов - **болты SmartBolt** («Почти разумные болты») (см. рисунок).

Каждый, кто любит работать руками, знает, что недо- или перетянуть болт – самое обычное дело. Чтобы затянуть его ровно настолько, насколько нужно, рекомендуется использовать SmartBolt.

Болты SmartBolt созданы для более серьезных промышленных задач, где неправильно закрепленный элемент может привести к серьезным проблемам.

Работает и выглядит SmartBolts точно так же, как и обычный болт – только цветовой индикатор на шляпке меняет окраску в зависимости от плотности крепления: красный соответствует слишком слабому вкручиванию, черный означает, что вы перестарались, зато зеленый – то, что надо.





Болты SmartBolt

Система цветовой индикации DTI MicroIndicator устроена крайне просто. Внутри шляпки спрятана герметичная камера, одна из сторон которой представляет собой подвижный поршень, связанный с поверхностью шляпки. Камера заполнена специальной жидкостью, окраска которой сильно зависит от толщины слоя. При закручивании поршень уменьшает объем камеры, сдавливает жидкость – и цвет отраженного ей света меняется. Уровень разрешения достигает 0,15 см смещения шляпки относительно основания.

По обещанию производителей, на прочности болта система не скажется. DTI MicroIndicator не имеет движущихся частей, и каждый такой SmartBolt прослужит не менее 20 лет.

Таким образом, использование новых видов метизов на литейных предприятиях позволит улучшить организации ремонтов оборудования

#### Список литературы

1. Лавриненко Ю.А., Бунятян Г.В. О применении крепежных деталей прогрессивных конструкций в автомобилях // Метизы. 2003. № 2 (3).

2. Бунатян Г.В., Лавриненко Ю.А., Доброхотов В.А. Комплекты крепежных деталей – резерв совершенствования отечественных АТС // Автомобильная промышленность. 2005. № 1 (4).

УДК 691:339.13

**К.И. Кадыргулова, Н.Т. Баскакова**  
Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

### **К ВОПРОСУ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

Производство чугунных и цветных отливок сопряжено с использованием таких видов строительных материалов, как цемента, кирпич, песок, лесоматериалы и т.д.

В настоящее время наблюдается постоянный рост цен на все виды строительных материалов, что в конечном итоге отразится на росте себестоимости литейной продукции, а значит, приведет к росту цен и изменению конкурентоспособности предприятий отрасли. Рассмотрим причины роста цен на строительные материалы. К ним относятся:

- 1) дефицит на мировом рынке сырья и спекулятивный характер торгов на мировых биржах;
- 2) монополизация рынка производства строительных материалов;
- 3) дефицит строительных материалов на внутреннем рынке;
- 4) рост объемов строительства в последние несколько лет;
- 5) недостаток производственных мощностей.

Одной из причин монополизации рынка служит высокая ресурсоемкость и энергоемкость рынка. Цены на энергоносители постоянно растут. Износ основных фондов производственных компаний также находится на высоком уровне. Многие производители работают на старом оборудовании. У одного предприятия не хватит средств модернизировать свои фонды, а у группы компаний такая

возможность есть. Монополистам легче модернизировать производство. В этом аспекте монополия позволяет развивать отрасль.

Сложившееся тяжелое положение в экономике России в 2009 году отразилось и на ключевых макроэкономических показателях строительной отрасли.

Если низкую динамику объема строительных работ последних месяцев 2008 года отчасти можно было объяснить характерным для российской строительной отрасли трендом и высокой инерцией данного показателя (в частности, девелоперам, работающим над объектом, сложно одновременно вывести финансовые средства из проекта), то отрицательные приросты объемов строительства в 2009 году явно свидетельствуют о тяжелом кризисном положении в отрасли.

Очевидно, что в условиях кризиса, когда сокращается потребление материалов и рынок становится рынком спроса, тенденции «конечного сегмента» в значительной мере определяют динамику отраслей производства материалов («сырьевого сегмента»).

Рассмотрим влияние кризиса на отдельные рынки строительных материалов.

#### *1. Кирпич, цемент, железобетонные конструкции*

Наибольшее влияние экономический кризис оказал на рынки строительных материалов. Это объясняется негативной динамикой соответствующих сегментов строительной отрасли.

При этом необходимо отметить, что если при производстве кирпича основной объем потребления оставался примерно на уровне 2007 года, то объем выпуска цемента за счет сокращения ввода в эксплуатацию нежилых зданий сократился уже в 2008 году (на 10,4%). Однако в 2009–2011 гг. вследствие произошедшего впервые за несколько лет уменьшения объемов жилищного строительства наибольший спад выпуска наблюдался именно в отраслях производства кирпича (до 40%).

#### *2. Металлоконструкции*

Потребление стали и продукции передела в строительстве сокращается по причине снижения инвестиционного интереса и, как следствие, спроса на металлические здания.

Динамика рынка строительных металлоконструкций в последние два года примерно соответствовала отрицательной динамике строительства нежилых, в первую очередь промышленной и

коммерческой, недвижимости. Если по итогам 2008 года в сегментах стальных и алюминиевых конструкций наблюдалось сокращение производства на 4–8%, то в 2009–2011 гг. падение составило уже около 15–25%.

### *3. Лесоматериалы и пиломатериалы*

Влияние кризиса на российский лесопромышленный комплекс сказалось в меньшей степени по сравнению с другими экспортоориентированными отраслями. Это объясняется тем, что в сегменте лесозаготовки, производства пиломатериалов и глубокой деревообработки негативные тенденции отмечались еще до развития кризиса, что стало следствием снижения экспортных поставок из-за роста таможенных тарифов на круглые лесоматериалы. Сокращение объема производства за анализируемый период в этом сегменте составило 30,2%.

Тем не менее, спрос на пиломатериалы на внутреннем рынке остается стабильным относительно спроса на другие строительные материалы.

Однако к началу 2011 года наблюдается некоторая стагнация на рынке кирпича, спрос на который не изменился, хотя стоимость на данный строительный материал возросла в пределах инфляции 2010 года. Практически впервые за последнее десятилетие на рынке строительных материалов нет четкой динамики роста, которая бы могла конкурировать с инфляцией в нашей стране.

По статистическим данным рост производства цемента увеличился на 11,3%, что немного выше уровня инфляции прошлого года.

Потребление строительных материалов в России постоянно растет, что в первую очередь связано с весьма высокими темпами строительства. Объем рынка строительных материалов по итогам 2010 г. вырос на 5,6% и составил 305,7 млрд руб.

Однако российским производителям становится все труднее конкурировать с импортной продукцией. Существенные издержки производства делают российскую продукцию неконкурентоспособной. Кроме того, растут тарифы естественных монополий, и применение давальческих схем приводит к уходу с рынка некоторых предприятий. Негативное влияние на развитие отрасли оказывает взаимодействие с девелоперами.

Помимо этого наблюдаются задержки платежей при бюджетном финансировании, а использование взаиморасчетов с использованием векселей и бартера вынуждают производителей стройматериалов увеличивать отпускные цены.

Конкурентная среда на внутреннем рынке производства строительных материалов неоднородна. Имеются перекосы в территориальном размещении производственных мощностей предприятий, свыше 60% которых сосредоточены в Европейской части России. В ряде регионов сохраняется дефицит по многим видам стройматериалов.

Соотношение отечественной и импортной продукции в общем объеме продаж строительных материалов на российском рынке в настоящее время согласно данным официальной статистики составляет 9:1. Однако проблема конкуренции с зарубежными производителями стоит весьма остро, поскольку по ряду товарных групп качество отечественных материалов отстает от импортных аналогов. Так, значительная доля отечественных материалов уступает зарубежным по внешнему виду и долговечности.

Хотя промышленность строительных материалов характеризуется значительными темпами роста за счет высокой потребности продукции на рынке, экономический потенциал строительной индустрии остается не очень высоким из-за значительной доли изношенности оборудования, имеются существенные трудности в привлечении достаточных объемов инвестиционных ресурсов.

#### Список литературы

1. Ефремов А.Г., Тутова О.Н. Совершенствование деятельности строительных предприятий в рыночных условиях. URL: <http://www.stroy.net.ru> Российская строительная сеть.
2. Матюхин А.Б., Немчин А.Н. Организация строительства: учеб. пособие. Л.: ЛИЗИ, 2008.

УДК 339.187.62: 621.74

**Н.И. Юшачкова, Н.Т. Баскакова**

Магнитогорский государственный  
технический университет им. Г.И. Носова

## **ВЛИЯНИЕ МИРОВОГО ФИНАНСОВОГО КРИЗИСА НА ЛИЗИНГОВУЮ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

В экономике России лизинг становится проводником научно-технического прогресса, методом внедрения новых технологий на предприятиях. Это принципиально важное обстоятельство, так как страна остро нуждается в механизмах, которые обеспечили бы структурную перестройку российской экономики.

Конечно, инвестиционные лизинговые проекты крайне сложны. Они предполагают разработку специальных схем финансирования, обеспечения, предоставления гарантий, участия банков, страховых компаний, но это позволяет самым выгодным образом согласовывать интересы производителей и потребителей, банков и лизинговых компаний.

Российский рынок оказался весьма благоприятным для развития лизингового бизнеса, который за последние семь лет вырос в 20 раз.

Лизинг оказывает значительное позитивное влияние на развитие российской экономики. Для малого и среднего бизнеса лизинг является практически единственной возможностью приобретения высокотехнологичного оборудования. В связи с этим, лизинг позволяет решать задачи не только экономического роста, но и задачи диверсификации и повышения устойчивости российской экономики, развития ее высокотехнологичных секторов, устранения диспропорций в развитии малого и крупного бизнеса, снижения безработицы и социальной напряженности.

Причины высокой популярности лизинга обусловлены его правовой природой. Это связано с тем, что право собственности на предмет лизинга остается у лизингодателя до окончания срока сделки. Такая ситуация является более эффективной защитой инвестора, чем право залога при банковском кредитовании.

Право собственности на предмет лизинга позволяет лизинговым компаниям работать с более рискованными проектами, чем традиционное банковское кредитование.

Существенным стимулом для развития лизинга являются также налоговые льготы, в частности право ускоренной амортизации предмета лизинга. Имеют место и льготы при уплате таможенных налогов.

Высокий спрос на лизинг со стороны малого и среднего бизнеса обусловлен общим дефицитом действующих в России инструментов финансирования малого бизнеса, а также высоким уровнем износа фондов в экономике (до 80% в зависимости от отрасли).

Темпы роста лизинговых операций, как правило, опережают темпы роста основных макроэкономических показателей. Насыщенность и разветвленность лизинговых операций свидетельствуют о развитости экономических отношений в стране.

Стабильный рост продаж корпоративных и розничных продуктов становится возможным благодаря реализации крупномасштабной программы заимствований на российском и международном финансовых рынках.

Особое значение лизинговые программы имеют для литейного производства, уровень износа основных фондов которого находится на предельном уровне и требует обновления основного технологического оборудования. Использование лизинговых поставок дает возможность предприятию уменьшить затраты на воспроизводство за счет использования эффекта финансового рычага. Как правило, уровень лизинговых платежей ниже уровня рентабельности активов литейного производства, что приводит к росту чистой прибыли и делает рынок лизинга весьма привлекательным.

Таким образом, планирование затрат на воспроизводство основных фондов с помощью лизинга должно осуществляться на основе прогноза, который корректируют с учетом управления рисками.

Несмотря на ряд проблем, лизинг в российской экономике является одним из самых динамично развивающихся секторов. Об этом свидетельствует следующее: абсолютный размер прироста рынка превысил в 2010 году 12 млрд долл. Это больше, чем рынки лизинга ряда средних европейских стран, таких как Швеция, Австрия, Нидерланды, Швейцария, а также таких стран, как Австралия, ЮАР, Турция, Мексика.

Данные маркетинговых исследований показывают, что отмечаемый всеми рост объемов российского рынка лизинга не является случайным или разовым скачком, а носит фундаментальный характер. Об этом говорят несколько статистических показателей.

Во-первых, прирост выручки лизинговых компаний оказался примерно равен приросту нового бизнеса. До начала кризиса по итогам первого полугодия 2007 г. лизинговые компании получили 95% выручки всего 2006 г., что свидетельствует о его планомерном росте.

Во-вторых, вырос суммарный размер собственного капитала лизинговых компаний. В РФ основными лизингодателями являются 104 негосударственных лизинговых компании. Прирост собственного капитала лизинговых компаний по итогам первого полугодия 2007 г. составил 30%. А по сравнению с 2005 г. этот показатель вырос более чем в два раза.

Традиционным источником финансирования лизинговых операций остается кредит российских банков (62%). Вместе с тем, все более значительную роль начинают играть альтернативные источники финансирования. Прежде всего, это кредиты зарубежных банков, выпускаемые на внутреннем рынке облигации, векселя.

Дальнейшее повышение роли альтернативных источников финансирования, о которых идет речь, может привести к снижению роли российских банков как посредников по предоставлению финансирования лизинговым компаниям и выравниванию условий финансирования по кредиту и лизингу.

Одновременно с развитием лизинга в России остается **ряд проблем**, затрудняющих его развитие, снижающих доступность для широкого круга российских предприятий. Так, некоторые трудности связаны с организацией финансирования лизинговых компаний. Эти вопросы приобрели особую актуальность с конца прошлого года в контексте глобального финансового кризиса, в результате которого ряд лизинговых компаний, особенно небольших, испытали затруднения с финансированием своих операций.

Разразившийся финансовый кризис привел к снижению возможностей лизинговых компаний по предоставлению услуг в данной отрасли. Причиной этого послужили отсутствие кредитных ресурсов на финансовом рынке, досрочный отзыв ссуд, невозможность привлечения ресурсов за счет облигационных заимствований, резкий рост стоимости денег и др.

Если в 1–2 кварталах 2008 года данная проблема коснулась в основном небольших лизинговых компаний, то начиная с 3 квар-



тала влияние кризиса на себе ощутили и крупные игроки данного рынка. Объем нового бизнеса сократился на 24,7% и составил 26,65 млрд долл. с НДС. Однако количество договоров и лизингополучателей увеличилось. Количество договоров выросло на 13,5% и составило 69615. А количество лизингополучателей выросло на 13,3% и достигло 41750.

Лизинговые компании резко сократили финансирование малого и среднего бизнеса, ужесточили требования, касающиеся как финансового состояния лизингополучателя, так и поставщика. Помимо этого, существенно увеличены процентные ставки по вновь заключаемым лизинговым сделкам, что связано с удорожанием кредитных ресурсов в целом.

Кризис оказал свое влияние и на контракты, заключаемые лизинговыми компаниями. Несмотря на то, что доля контрактов со сроком от 25 до 36 мес преобладала в 2008 г., около 46%, она постепенно снижается в пользу более краткосрочных контрактов сроком до 24 мес.

Однако, несмотря на кризис (рынок сократился на 35,2 %), лизинг продолжил свое успешное развитие. При этом количество лизингополучателей выросло практически в каждом регионе России.

Первые месяцы 2009 года почти все лизингодатели вынуждены были потратить на перезаключение действующих договоров вместо работы над новыми сделками. Возникла необходимость согласовывать с клиентами повышение удорожания (ставки выросли в среднем на 2–3 п.п. по сравнению с первоначально установленным значением), реструктуризировать графики платежей для увеличения сроков лизинга с целью снижения размера ежемесячных платежей. В результате у многих компаний за этот период не было заключено ни одного нового контракта. Но даже у тех, кто успевал наряду с этой работой наращивать объемы бизнеса, результаты оказались весьма скромные по сравнению с предыдущими годами.

Многие компании встали перед выбором – платить лизинговой компании и закрыться в течение двух-трех месяцев или не платить и надеяться на лучшее. В итоге платежная дисциплина клиентов значительно ухудшилась. По оценкам сумма просроченных лизинговых платежей к получению составляла около 5% от объема лизингового портфеля.

В условиях кризиса лизинговые компании предпочитают работать с автотранспортом, нежели с оборудованием и недвижимо-

стью. Это связано с высокой ликвидностью автомобилей. Кроме того, этот предмет лизинга проще изъять у лизингополучателя в случае дефолта последнего, особенно это актуально в кризисных условиях.

Суммарный портфель лизинговых компаний на 1 июля 2010 г. составил 992 млрд руб. Общая стоимость всех предметов лизинга (без учета НДС) по вновь заключенным сделкам в первом полугодии 2010 года составила примерно 50,9 млрд руб. На конец 2011 года основными факторами, ограничивающими возможности роста рынка, являются:

- низкий уровень кредитоспособности потенциальных лизингополучателей;

- низкий спрос на лизинговые услуги со стороны хозяйствующих субъектов в связи с неустойчивой экономической ситуацией в стране;

- резкое сокращение инвестиционных проектов;

- высокая стоимость лизинговой услуги для потенциальных клиентов, что во многом обусловлено высокими процентными ставками по привлекаемым лизинговыми компаниями кредитам.

Таким образом, существенных изменений на рынке лизинговых услуг в литейном производстве в ближайшее время не будет, поскольку восстановление экономики после кризисных явлений не может быть слишком быстрым, а меры государственной поддержки, если они будут приняты, потребуют некоторого времени на проработку механизмов их реализации.

#### Список литературы

1. Влияние мирового финансового кризиса на лизинговую деятельность в Российской Федерации // Вестник МГТУ. Т. 13. 2010. №1. С.59-62.
2. Баранов А.В. Российский рынок лизинговых услуг в условиях финансового кризиса // Финансы и кредит. 2009. №1. С. 141.

---



---

**ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ**

Авдиенко А.В.	17	Мельничук Е.А.	116
Аланкин Д.В.	80	Миляев А.Ф.	17
Баскакова Н.Т.	129, 135, 141, 146, 150	Мошкунов В.В.	64, 84
Бикбаева Г.А.	96	Нефедьев А.А.	52
Буданов Б.А.	68, 80	Павлинич С.П.	33
Вдовин К.Н.	52, 101, 107	Песин И.А.	129
Велижанина О.Н.	44	Рыбалко О.Ф.	90
Гольцов А.С.	22	Сафиуллина И.Р.	96
Грачев А.Н.	111	Сафонов Д.С.	73
Данилюк К.А.	12	Свечникова Н.Ю.	96
Демиденко Л.Л.	126	Селиванов В.Н.	80, 116, 121
Долбилов К.А.	17	Сергеев Д.С.	68
Долгополов А.М.	44	Скобло А.В.	111
Долгополова Л.Б.	44	Смолко В.А.	33
Дубровин В.К.	33	Солонникова Е.В.	111
Дюльдина Э.В.	90	Столяров А.М.	64, 84
Емельянов А.П.	12	Сысоев А.М.	17
Ефимов А.В.	12	Точилкин В.В.	101
Исебаев Е.Х.	17	Тутарова В.Д.	73
Кадыргулова К.И.	135, 146	Феоктистов Н.А.	107
Казаков А.С.	64, 84	Филиппов А.В.	116
Карпинский А.В.	33	Фирстов А.П.	41
Колесников Ю.А.	68	Фирстова Н.Д.	41
Королёв А.С.	121	Чернов В.П.	12
Коротин А.В.	90	Чесноков А.А.	33
Кулаков Б.А.	33	Чистяков Д.Г.	4
Леушин И.О.	4, 111	Шаповалов А.Н.	73
Леушина Л.И.	60	Шевченко Е.А.	73
Лисичкин Д.В.	17	Шубина М.В.	101
		Юшачкова Н.И.	141, 150

---

---

**СОДЕРЖАНИЕ**

**Вступительное слово главного научного редактора.....3**

**Раздел 1****ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ОБРАБОТКИ ЖИДКИХ СПЛАВОВ**

**И.О. Леушин, Д.Г. Чистяков**

Проблема повышения эксплуатационного ресурса  
литых изделий из чугуна в условиях высоких температур  
и основные пути её решения.....4

**А.П. Емельянов, В.П. Чернов, А.В. Ефимов, К.А. Данилюк**

Влияние режимов термовременной выдержки  
на структуру и свойства стальных отливок.....12

**А.Ф. Миляев, Д.В. Лисичкин, К.А. Долбилов**

**А.В. Авдиенко, А.М. Сысоев, Е.Х. Исебаев**  
Механические свойства стали 25Л при внепечной обработке  
различными модификаторами.....17

**А.С. Гольцов**

Исследование структуры и свойств оксидного слоя,  
образующегося после испытаний литейных сталей  
на жаростойкость.....22

**Раздел 2****ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ**

**В.К. Дубровин, Б.А. Кулаков, А.В. Карпинский,**

**С.П. Павлинич, А.А. Чесноков, В.А. Смолко**  
Закономерности взаимодействия титанового сплава  
с литейной формой.....33

**А.П. Фирстов, Н.Д. Фирстова**

Выбиваемость жидкостекольных смесей.....41

**О.Н. Великжанина, А.М. Долгополов, Л.Б. Долгополова**

Анализ брака отливок.....44

**Раздел 3****СПЕЦИАЛЬНЫЕ ВИДЫ ЛИТЬЯ**

**К.Н. Вдовин, А.А. Нефедьев**

Медный сплав для стенок кристаллизаторов МНЛЗ.....52

**Л.И. Леушина**

Оценка минимально допустимой толщины стенки  
оболочковой формы .....60

**В.В. Мошкунов, А.М. Столяров, А.С. Казаков**

Методика создания эффекта «искусственного раздутия»  
непрерывнолитых заготовок.....64

**Ю.А. Колесников, Б.А. Буданов, Д.С. Сергеев**

Структура и размеры реакционной зоны при подаче  
кислородного дутья в металлический расплав сверху .....68

**Е.А. Шевченко, А.Н. Шаповалов,****В.Д. Тутарова, Д.С. Сафонов**

Влияние дефектов макроструктуры непрерывнолитой  
слябовой заготовки на качество листового проката  
в условиях ОАО «Уральская сталь».....73

**Д.В. Аланкин, В.Н. Селиванов, Б.А. Буданов**

Содержание водорода в трубной стали повышенной прочности  
при вакуумной обработке на установке циркуляционного типа .....80

**В.В. Мошкунов, А.М. Столяров, А.С. Казаков**

Анализ влияния параметров технологии мягкого обжатия  
на качество макроструктуры непрерывнолитых слябов .....84

**Э.В. Дюльдина, А.В. Коротин, О.Ф. Рыбалко**

Изучение структуры затвердевших шлаков  
при непрерывной разливке стали.....90

**Н.Ю. Свечникова, Г.А. Бикбаева, И.Р. Сафиуллина**

Изучение физико-химических параметров техногенных отходов  
с целью получения технического углерода.....96

**К.Н. Вдовин, В.В. Точилкин, М.В. Шубина**

Технологии управления потоками стали в приёмной камере  
промежуточного ковша слябовой МНЛЗ, оснащенной  
металлоприёмником .....101

#### Раздел 4 САПР В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

**К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов**

Компьютерное моделирование процесса заливки  
и кристаллизации отливки шлаковая чаша.....107

---

---

<b>А.В. Скобло, Е.В. Солонникова, А.Н. Грачев, И.О. Леушин</b> Мини-металлургическая линия по производству заготовок пилоножевой продукции.....	111
<b>А.В. Филиппов, В.Н. Селиванов, Е.А. Мельничук</b> Разработка математической модели шлакообразования в кристаллизаторе МНЛЗ.....	116
<b>А.С. Королёв, В.Н. Селиванов</b> Критический анализ известных решений задачи о затвердевании стали в кристаллизаторе МНЛЗ .....	121
<b>Л.Л. Демиденко</b> Моделирование температурного поля при непрерывном литье слябов с угловыми скосами с использованием теплоизоляции .....	126

**Раздел 5**  
**ВОПРОСЫ ЭКОЛОГИИ И ЭКОНОМИКИ**  
**В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

<b>Н.Т. Баскакова, И.А. Песин</b> Совершенствование системы планирования ремонтов на основе теории ограничений.....	129
<b>К.И. Кадыргулова, Н.Т. Баскакова</b> К вопросу обновления основных фондов.....	135
<b>Н.И. Юшачкова, Н.Т. Баскакова</b> Совершенствование организации ремонтных работ в литейном производстве .....	141
<b>К.И. Кадыргулова, Н.Т. Баскакова</b> К вопросу использования строительных материалов в литейном производстве .....	146
<b>Н.И. Юшачкова, Н.Т. Баскакова</b> Влияние мирового финансового кризиса на лизинговую деятельность в литейном производстве .....	150
Именной указатель .....	155

Научное издание

## **ЛИТЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ**

Выпуск 10

Межрегиональный сборник научных трудов

Под редакцией В.М.Колокольцева

Редактор Н.В. Кутекина

Оператор компьютерной правки Е.А. Назарова

Подписано в печать 27.12.2011. Рег. № 176-11. Формат 60x84/16. Бумага тип. № 1.  
Плоская печать. Усл.печ.л. 10,00. Тираж 100 экз. Заказ 923.



Издательский центр ФГБОУ ВПО «МГТУ»  
455000, Магнитогорск, пр. Ленина, 38  
Полиграфический участок ФГБОУ ВПО «МГТУ»