

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

9

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2013

Главный редактор:

Ю.С. ЮСФИН

Заместитель главного редактора:

С.П. МОЧАЛОВ

Ответственный секретарь:

А.Г. ГЛЕБОВ

Заместитель ответственного секретаря:

Н.П. ОЛЕНДАРЕНКО

Члены редакционной коллегии:

М.В. АСТАХОВ

Г.В. АШИХМИН

В.Д. БЕЛОВ

Е.П. ВОЛЫНКИНА

С.М. ГОРБАТЮК

ГУОИ ТАНГ (Китай)

К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела

«Ресурсосбережение в черной металлургии»

В.Е. ГРОМОВ

А.В. ДУБ, редактор раздела

«Инжиниринг в черной металлургии»

Р. КАВАЛЛА

В.М. КОЛОКОЛЬЦЕВ

К.Л. КОСЫРЕВ, редактор раздела

«Металлургические технологии»

В.В. КУРНОСОВ

С.С. ЛАЗУТКИН

Л.П. МЫШЛЯЕВ, редактор раздела

«Информационные технологии

и автоматизация в черной металлургии»

С.А. НИКУЛИН

Г.С. ПОДГОРОДЕЦКИЙ

Л.А. ПОЛУЛЯХ

Е.В. ПРОТОПОПОВ

Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела

«Рациональное природопользование

в черной металлургии»

С.В. СОЛОДОВ

Н.А. СПИРИН

М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ

М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела

«Материаловедение и нанотехнологии»

М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария)

А.Б. ЮРЬЕВ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати

Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

тел./факс (499) 236-14-27;

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

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

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

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

E-mail: ferrous@misis.ru

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

E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

А.Л. Петелин, Ю.С. Юсфин, Д.И. Орелкина, К.В. Вишнякова

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ОПАСНОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ГАЗОВЫХ ВЫБРОСОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ В ВОЗДУШНОМ ПРОСТРАНСТВЕ (В ПРИЗЕМНЫХ СЛОЯХ АТМОСФЕРЫ) ЗА ПРЕДЕЛАМИ ПРОМЫШЛЕННЫХ ЦЕНТРОВ

Аннотация. Проанализированы основные движущие силы процесса распространения газовых выбросов технологических предприятий в атмосфере. Выделены главные факторы, определяющие распространение вредных веществ на больших расстояниях от источников выбросов. Предложен общий подход прогнозирования пространственного распределения газовых выбросов металлургических предприятий на больших расстояниях, основанный на принципе максимальной опасности.

Ключевые слова: загрязнение атмосферы, газовые выбросы, металлургические выбросы, поле концентраций, роза ветров, химическая активность.

PREDICTING THE RISK OF TRANSMISSION OF GAS EMISSIONS OF STEEL COMPANIES IN THE AIRSPACE (IN THE SURFACE LAYERS OF THE ATMOSPHERE) OUTSIDE THE INDUSTRIAL CENTERS

Abstract. The main driving forces behind a spreading process of gas emissions from technological companies into the atmosphere have been analyzed. The main factors determining a spread of harmful substances at long distances from emission sources have been highlighted. The general approach to forecasting the spatial distribution of metallurgical enterprises gas emissions at large distances based on the principle of maximum danger has been proposed.

Keywords: air pollution, gas emissions, metallurgical emissions, concentration field, wind rose, reactivity.

Проблема загрязнения атмосферы промышленными газовыми выбросами не теряет своей остроты в течение более чем столетие. Связано это с тем, что промышленность все это время продолжает расти, а значит, растет и количество выбросов, которые являются побочными продуктами технологических процессов. Среда, куда поступают газообразные вещества, содержащиеся в выбросах, это атмосферный воздух, которым мы дышим. Объем этой среды (объем атмосферы) остается постоянным в течение уже нескольких сотен миллионов лет, а объем выбросов возрастает. Как распределяются в пространстве, во что превращаются, где накапливаются отдельные компоненты (химические вещества) выбросов – эти вопросы должны тщательно контролироваться. Например, до сих пор не ясно, какие расстояния являются безопасными при увеличении количества газовых выбросов и при современных тенденциях к быстротечным изменениям климата. Особенно, когда речь идет об особенно вредных (высокотоксичных) газообразных веществах, чье присутствие в составе газовых выбросов не вызывает сомнения.

Проблема распространения газовых выбросов в воздушной среде имеет важное значение для металлургической отрасли. Известно, что количество газовых выбросов крупных металлургических предприятий в

промышленных центрах может быть весьма значительной. Так в Липецкой области в 2007 г. общий объем выбросов в атмосферу одного только Новолипецкого металлургического комбината (НЛМК) составил 80,6 % от выбросов всех стационарных источников. Причем доля выбросов особо вредных веществ по отношению к их общему количеству в области также была достаточно велика и составляла 58,6 % [1]. Поэтому анализ процессов распространения газовых выбросов металлургического происхождения с целью прогнозирования их опасного влияния на территории, окружающие промышленные центры, представляет собой важную задачу, решение которой до настоящего времени еще не имеется.

Далее предлагается общий подход, позволяющий делать обоснованные прогнозы о пространственном распределении компонентов газовых выбросов металлургических предприятий на расстояниях, в десятки раз превышающих размеры самих предприятий. Поскольку металлургические комбинаты имеют непрерывный цикл производства и устойчивую в течение продолжительных периодов времени производительность, принято считать их стационарными источниками газовых выбросов. Поэтому будем рассматривать процессы, происходящие при распространении газовых

выбросов от стационарных источников. При стационарном, независящем от времени поступлении в атмосферу газообразных веществ, содержащихся в выбросах производства, в окружающем воздушном пространстве формируется стационарное распределение каждого из этих веществ, которое определяется их концентрацией в воздухе в зависимости от географических координат и от высоты над поверхностью земли, т.е. образуется пространственное поле концентраций газовых выбросов. Построение стационарного поля концентраций компонентов газовых выбросов по текущим исходным данным и является основной целью прогноза распространения газовых выбросов. Среди исходных данных основным является образующий фактор – количество выбросов данного (i -го) компонента в единицу времени – мощность выброса m_i . Каждый компонент газовых выбросов имеет свою собственную мощность выброса, следовательно для полной характеристики распространения газовых выбросов необходимо построить столько полей концентрации, сколько компонентов содержат выбросы.

В каждой точке стационарного поля концентрации (для любого компонента выбросов) существует баланс вещества – сколько его поступает в данное место, столько же и уходит. Можно сказать иначе – в каждой точке концентрация вещества (компонента выброса) в силу одних причин (назовем их факторами роста) увеличивается и в силу других причин (факторов падения) уменьшается. Факторами роста являются процессы переноса, за счет которых вещество поступает в данную точку от источника выбросов. Во-первых, это процессы, определяющиеся географическими (климатическими, погодными) особенностями региона, например ветровой перенос, перенос, связанный с движением фронта циклона, вихревой перенос (торнадо, смерч) и т.д. Во-вторых, это процессы физического типа, диффузионные процессы, которые слабо зависят от быстро меняющихся атмосферных явлений. Факторы падения также связаны с процессами переноса, которые выносят вещество компонента выброса из данной точки – те же воздушные потоки разной направленности в зависимости от атмосферных условий, те же диффузионные процессы, стремящиеся выровнять концентрацию компонента выброса, снизить ее там, где она имеет большие значения. Кроме того, среди факторов падения есть еще один очень важный химический фактор, который зависит от химической природы каждого компонента выбросов – это химическая активность компонента в окружающей его воздушной среде, способность участия в химических процессах взаимодействия с веществами атмосферного воздуха. Любая химическая реакция с участием молекул компонента выброса приводит к снижению его концентрации. Компонент может участвовать одновременно в нескольких химических процессах, к которым кроме химических реакций следует причислить также адсорбцию молекул компо-

нента поверхностью пылевых частиц с последующим оседанием их на поверхность земли, растворение в атмосферных осадках и водоемах, поглощение (сорбция) компонента почвой, пористыми породами, растительным покровом (лес, трава). Суммарная скорость всех процессов, составляющих химический фактор и приводящих к снижению концентрации компонента выбросов, может быть представлена как эффективная константа скорости разложения (распада) данного (i -го) компонента в воздушной среде – k_i .

Таким образом, каждый компонент выбросов имеет свою специфическую картину пространственного распространения – свое поле концентраций, которое зависит от его химической активности в природной среде (k_i) и от скорости его поступления в атмосферу (мощности выброса m_i).

Рассмотрим общие характеристики, свойственные полям концентраций независимо от того, распределение какого компонента выбросов они описывают. Обозначим всю территорию, окружающую предприятия, в воздухе которой концентрация компонентов выбросов превышает фоновые атмосферные значения, зоной влияния предприятия. Разделим условно пространственную зону влияния газовых выбросов металлургических предприятий на две основные части. Первую назовем внутренней зоной влияния. Это территория самого предприятия и прилегающие районы в его непосредственной близости, где проживают люди, работающие на предприятии, находятся смежные производственные подразделения, транспортные узлы и другие службы, необходимые для бесперебойной работы металлургического комплекса. Вторую часть общей зоны влияния назовем внешней зоной влияния. В нее входит все остальное пространство в радиусе нескольких сотен километров от металлургического комбината, в котором атмосферный воздух может испытывать воздействие газовых выбросов металлургии, а значит, в какой-то степени изменять свой состав.

Для внутренней зоны влияния разработано несколько теоретических моделей, которые легли в основу практических систем, позволяющих рассчитывать концентрации компонентов выбросов в воздухе по заданным исходным данным в любой точке внутренней зоны, что означает получать поле концентраций компонентов выбросов для внутренней зоны влияния. В России наибольшее распространение получила расчетная система ОНД-86 [2]. Для малых расстояний от места выброса распределение концентраций выброшенных веществ в расчетной схеме связывается с мощностью выбросов, инфраструктурой предприятия и внешними атмосферными условиями. Рельеф земной поверхности, наличие зданий и продуваемых открытых коридоров, перепады температур внутри и снаружи цехов, скорость ветра и другие факторы приводят к неоднородности распределения компонентов газовых выбросов. Учесть большое количество таких частных факторов можно с исполь-

зованием эмпирических поправок, что и делается при анализе концентраций расчетной системой ОНД-86. В результате эта система надежно предсказывает поле концентраций выбросов во внутренней зоне влияния. С помощью ОНД-86 можно рассчитать максимальную концентрацию выбросов при средней скорости ветра в соответствии с розой ветров и температурными данными для данного региона, а также с использованием дополнительных подгоночных параметров. В европейских странах, США, Канаде и Японии также существуют аналогичные системы расчета концентраций газовых выбросов в воздухе вблизи промышленных предприятий, например, Гауссова модель [3]. Все эти методики (в том числе и ОНД-86) нельзя использовать для сценарных и прогнозных расчетов при конкретных метеорологических условиях и они не годятся для расчета концентраций на дальних расстояниях – более нескольких десятков километров (внешняя зона влияния).

Решение многофакторной задачи, аналогичной задачам, решаемым с помощью ОНД-86 для определения поля концентраций во внешней зоне влияния, теряет смысл. Во-первых, значительные перепады концентрации вблизи местных преград, геометрических неровностей подстилающей поверхности по сравнению с масштабами размеров в несколько десятков метров на больших расстояниях от источников выбросов (десятки, сотни километров) в силу большого количества случайных причин нивелируются. Из-за этого поле концентраций во внешней зоне влияния должно быть локально более однородным, чем во внутренней зоне влияния. Во-вторых, с ростом расстояния от источника территория, на которой требуется определить распределение концентраций (общая площадь поля концентраций) резко возрастает, численный расчет с учетом большого количества варьируемых подгоночных параметров многократно усложняется. Особенно, если для прогноза желательно получить полную картину распространения выбросов по всем географическим направлениям от их источника. Здесь проявляется еще одно универсальное свойство концентрационных полей для компонентов выбросов – отсутствие пространственной радиальной поворотной симметрии относительно точки выброса. Значения концентрации для одного и того же компонента в точках, расположенных на одинаковых расстояниях от точки выброса (начальной точки), но на разных радиус-векторах, могут значительно отличаться. Такая пространственная анизотропия является следствием наличия розы ветров.

Концентрация любого компонента выбросов зависит от постоянно изменяющихся атмосферных факторов. Это значит, что значение концентрации в каждой точке поля концентраций испытывает постоянные флуктуации, амплитуда которых зависит от пространственных координат и времени. Поэтому расчетным путем принципиально нельзя получить окончательного точного значения концентрации во всей внешней зоне

влияния. Получение среднего значения в течение некоторого времени также не дает полной информации о возможной опасности, так как какое-то время концентрация может превышать среднюю, а значит и опасность для человека может быть более высокой, чем та, которая соответствует среднему значению концентрации.

В связи с изложенными обстоятельствами в предлагаемом подходе прогнозирования распространения газовых выбросов во внешней зоне влияния металлургических комбинатов использован общий принцип анализа, который назван авторами принципом максимальной опасности. Его содержание заключается в следующем: общий анализ опасности повышения концентрации вредных (опасных для человека и природы) газовых выбросов должен включать в себя оценку верхней границы возможных значений концентрации. Поэтому для прогноза безопасности надо проводить расчеты максимально возможной концентрации, отбрасывать все факторы, локально снижающие концентрацию и определять вероятность реализации этой максимальной концентрации для заданных координат и времени, т.е. поле концентраций внешней зоны влияния должно характеризоваться минимально двумя параметрами в каждой точке: максимальной концентрацией и вероятностью появления этой концентрации (долей времени, длительностью сохранения этой концентрации).

Максимально возможную концентрацию компонента выбросов для стационарного поля концентрации следует определять из баланса основных факторов роста и падения концентрации во внешней зоне влияния. Основным фактором роста, который отвечает за распространение газообразных веществ в атмосфере, является процесс ветрового переноса. Диффузионные процессы по интенсивности не могут конкурировать с воздействием ветра. Это следует из соотношения расстояний диффузионного переноса L_d и ветрового переноса L_w за одно и то же время t :

$$\frac{L_d}{L_w} = \frac{2\sqrt{Dt}}{wt},$$

где D – коэффициент диффузии газовых молекул в воздухе ($D \approx 0,1 \div 1 \text{ см}^2/\text{с}$). При умеренной скорости ветра $w = 1 \text{ м/с}$ и $t = 1 \text{ ч}$, $L_d/L_w \approx 2 \cdot 10^{-4}$. Отношение расстояний переноса приблизительно соответствует вкладу диффузии в величину концентрации (как видно, этот вклад не превышает 0,02 %). При увеличении скорости ветра и интервала времени, для которого производится анализ поля концентрации, этот вклад становится еще меньше. Поэтому в качестве фактора роста концентрации достаточно использовать процесс ветрового переноса.

Основной фактор падения концентрации – это химический фактор. Он не подвержен влиянию природных процессов и определяется лишь только самим компо-

нением, распространение которого в атмосферной среде необходимо проанализировать. Поэтому избежать использования химического фактора даже при определении максимально возможной концентрации компонента выброса не удастся. Остальные факторы падения концентрации – восходящие потоки воздуха, местные воздушные течения, конвективные процессы и другие являются природно-обусловленными и проявляются локально. Эти явления носят случайный характер, они могут присутствовать на пути распространения компонентов выбросов и снижать концентрации компонентов, но могут и отсутствовать. Учет их при расчете максимальной концентрации компонентов выбросов не требуется.

На основании представленных основных положений данного подхода и принципа максимальной опасности сформулирована простая математическая модель, с помощью которой можно получить общую картину стационарного поля концентраций для любого из компонентов выбросов конкретного металлургического предприятия на любой заданный промежуток времени. Для случая стационарного распространения химически активного компонента i под действием ветра в j -ом географическом направлении его концентрация c_{ij} определяется уравнением

$$w_j \frac{dc_{ij}}{dr} + k_i c_{ij} = 0,$$

где r – расстояние от источника выбросов вдоль географического направления j . Решение уравнения имеет следующий вид

$$c_{ij}(r) = c_{i0} e^{-\frac{k_i}{w_j} r}.$$

Данное решение содержит две части. Первая – c_{i0} является средней максимальной концентрацией i -го компонента, которая реализуется при ветровом пространственном переносе данного компонента вдоль j -го направления со скоростью ветра w_j – фактор роста. Определить c_{i0} можно с помощью формулы

$$c_{i0} = \frac{m_i}{w_j S_j},$$

где m_i – мощность выброса i -го компонента, $S_j = d_j h$ – площадь, через которую происходит вынос данного компонента, d_j – поперечник предприятия, перпендикулярный направлению j , h – высота слоя, в котором происходит вынос газовых выбросов (обычно высоту слоя считают равной высоте дымовых труб предприятия).

Вторая часть решения – $e^{-\frac{k_i}{w_j} r}$ представляет собой коэффициент снижения концентрации компонента с расстоянием от источника вследствие его химической активности – фактор падения.

Для получения математического образа поля концентрации заданного компонента в географических координатах кроме мощности его выброса m_i и его химической активности в воздушной среде k_i необходимо знание розы ветров региона расположения металлургического предприятия. Это позволит определить зависимость максимальной концентрации компонента от расстояния (удаленности от источника выброса) по восьми географическим направлениям, восьми румбам розы ветров. Получение полной информации по распределению каждого компонента с помощью розы ветров позволяет совместить поля максимально возможных (максимально опасных) концентраций каждого компонента с географической картой местности расположения конкретного предприятия (с нанесением на карту изоконцентрационных линий).

Для каждой географической местности существуют розы ветров, характеризующие ветровые характеристики для различных циклически повторяющихся периодов времени – среднегодовые, сезонные и помесечные розы ветров. Соответственно для каждого из этих временных периодов (для каждого компонента выбросов) может быть получено поле (пространственное распределение) максимально возможных концентраций, совмещенное с географической картой местности расположения металлургического комплекса (предприятия), т.е. прогнозная карта для данного вещества на данный период времени.

Розы ветров кроме средних скоростей ветра по каждому из восьми румбов содержат также η_j – долю времени (%), в течение которого ветер дует в направлении данного румба. Этот параметр имеет смысл вероятности или длительности сохранения максимального значения концентрации в течение периода времени, соответствующего розе ветров.

Таким образом, использование исходных данных, а именно мощности выброса компонента, химической активности компонента, геометрических размеров предприятия (схемы его расположения) и розы ветров на местности расположения предприятия для определенного периода времени позволяет посредством принципа максимальной опасности получить карту-схему поля концентрации во внешней зоне влияния, сделать прогноз максимальной концентрации и вероятности ее достижения в любой географической точке на всех восьми лучах направлений света.

Приведем пример использования предлагаемого подхода. Сделаем оценку концентрации оксидов азота NO_2 в результате их распространения при выбросах в атмосферу НЛМК в черте города Липецка и сравним максимальные концентрации, полученные при расчете по предложенной методике и методике ОНД-86, а также результаты регионального мониторинга для НЛМК за 2008 г.

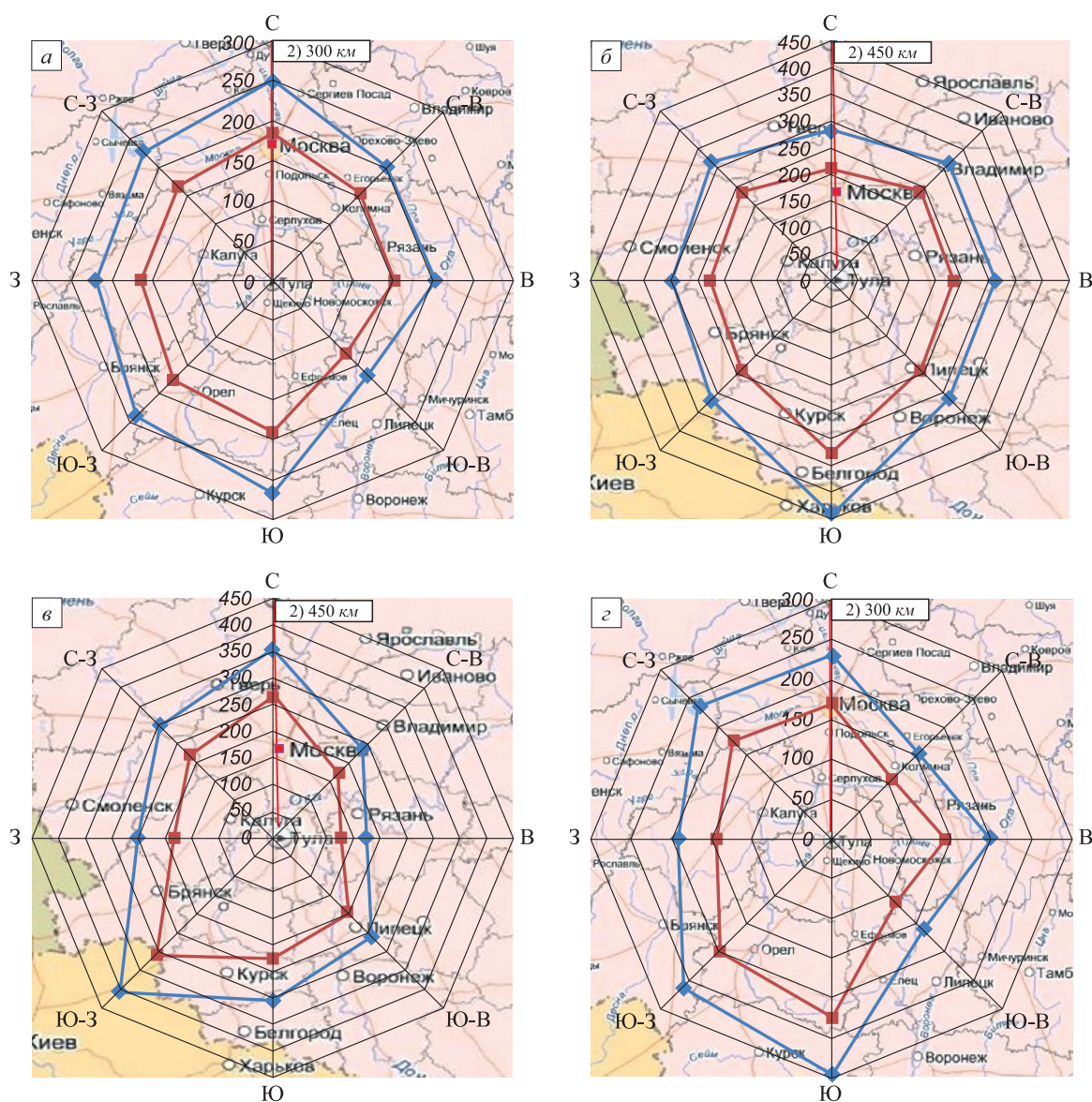
В качестве исходных данных используем количественную характеристику выбросов NO_2 за 2008 г.

($m_{\text{NO}_2} = 6070 \text{ т/год} = 192,5 \text{ г/с}$), среднюю площадь территории НЛМК $f = 29 \text{ км}^2$, с помощью которой можно оценить средний размер предприятия $d = 6,1 \text{ км}$ [4], эффективный коэффициент химической активности NO_2 в атмосфере $k_{\text{NO}_2} = 0,14 \text{ ч}^{-1} = 4 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ [5] и годовую розу ветров в районе г. Липецка [6].

Результаты оценочного расчета максимальной концентрации без учета фактора ее падения для двух направлений, по одному из которых концентрация NO_2 оказывается наибольшей [Северо-Восток (С-В)], а по другому – наименьшей [Юго-Запад (Ю-З)] в сравнении с максимальной концентрацией, рассчитанной на основе методики ОНД-86 на расстоянии, примерно соответствующем границе внутренней и внешней зон влияния НЛМК, представлены в таблице. Приведено также значение среднегодовой концентрации NO_2 , полученное с помощью прямых измерений (импактный мониторинг) для тех же условий, что были использованы в расчетах.

По данным, представленным в таблице, видно, что максимальные концентрации во всех трех случаях имеют близкие значения. Но при этом по методике ОНД-86 максимальная концентрация при увеличении расстояния достаточно быстро падает. Расчетные данные по предлагаемой методике свидетельствуют, что концентрация попавших в атмосферу веществ остается значительной на расстояниях, намного превышающих размеры территории предприятия. Отличие еще и в том, что предложенный расчет дает в качестве результата максимально возможные концентрации, причем не только в непосредственной близости от места выброса, а на любом от него расстоянии.

Следующий пример демонстрирует результаты, полученные авторами для распространения NO_2 в географическом регионе ОАО «Тулачермет», т.е. на территориях, захватывающих двухсот-трехсот километровую зону вблизи г. Тула. Данные, полученные с уче-



Распределение концентраций NO_2 по восьми направлениям ветра для ОАО «Тулачермет»:

а – осень; б – зима; в – весна; г – лето; —♦— — ПДК; —■— — 2ПДК

Результаты расчетов и измерений концентрации NO_2 вблизи НЛМК

Компоненты выбросов	Предложенная методика C ₀ , мг/м ³		Методика ОНД-86 C _м , мг/м ³	Импактный мониторинг по оси газового выброса НЛМК	
	Направление ветра			Расстояние, км	Среднегодовая концентрация, мг/м ³
	С-В	Ю-З			
NO ₂	0,084	0,064	0,086	6	0,08

том фактора ветрового переноса и химического фактора, нанесены на географическую карту центра России для четырех годовых сезонов (см. рисунок). Для этого дополнительно использованы сезонные розы ветров Тульского региона [6]. В результате получены четыре карты-схемы, на которых изоконцентрационные линии ограничивают территории, где концентрация NO_2 может в течение указанных сезонов превышать ПДК и 2ПДК. Вероятность достижения концентраций данных уровней дается факторами повторяемости η_j для каждого (j -го) румба соответствующей розы ветров.

Таким образом посредством карт-схем получен прогноз степени опасности от воздействия NO_2 для каждого времени года. Можно отметить, что возможность появления опасных уровней концентрации NO_2 имеется даже в Москве и других городах Московской области. Кроме того, проведенный расчет и построенные на его основе карты-схемы показывают, что расположение территорий, подверженных влиянию ОАО «Тулачермет», меняется от сезона к сезону. Это также важно при принятии реальных мер по защите населения этих территорий от опасного влияния NO_2 .

Предложенный способ анализа распространения газовых выбросов и прогноза опасных ситуаций вблизи

промышленных центров можно использовать для описания влияния нестационарных явлений в атмосфере – прохождения атмосферных фронтов, возникновения вихрей и других турбулентных явлений на концентрационное поле газовых выбросов. Однако эти задачи требуют отдельного рассмотрения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Vishnyakova K.V., Petelin A.L., Yusphin Yu.S. // Defect and Diffusion Forum. 2011 Vol. 309 – 310. P. 239 – 242.
2. ОНД – 86. Методика расчета концентраций в атмосферном воздухе вредных веществ, содержащихся в выбросах предприятий. – Л.: Гидрометеиздат, 1987.
3. Завгороднев А.В., Акопова Г.С., Мельников А.В. // Экология. Ресурсосбережение. 2011. № 10. С. 68 – 73.
4. Группа компаний Новолипецкого металлургического комбината [Электронный ресурс]: офиц. сайт. URL: <http://nlmk.com/ru> (дата обращения: 01.03.2012).
5. Иси́доров В.А. Экологическая химия: Учеб. пособие для вузов. – СПб: Химиздат, 2001. – 304 с.
6. Научно-прикладной справочник «Климат России» [Электронный ресурс]: ФГБУ «ВНИИГМИ-МЦД». Обнинск, 2011. URL: <http://aisori.meteo.ru/Clspr> (дата обращения: 25.01.2012)

© 2013 г. А.Л. Петелин, Ю.С. Юсфин, Д.И.,
Орелкина, К.В. Вишнякова
Поступила 18 июля 2013 г.

В.Я. Дашевский, Ю.С. Юсфин, Г.С. Подгородецкий, Н.В. Баева

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ПРОИЗВОДСТВО МАРГАНЦЕВЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ ИЗ МАРГАНЦЕВЫХ РУД УСИНСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ*

Аннотация. Усинское месторождение марганца одно из крупнейших в России по запасам (балансовые запасы – 98,5 млн т, прогнозные запасы – 150,4 млн т). Марганцевые руды Усинского месторождения характеризуются сравнительно низким содержанием марганца (18 – 22 %) и повышенным содержанием фосфора (0,2 – 0,3 % и более). Разработана технологическая схема обогащения усинских руд, которая предполагает использование рентгенофлуоресцентной (рентгенорадиометрической) сепарации для кусковой руды и отсадки для мелкой. На основании проведенного анализа процессов выплавки марганцевых ферросплавов и химического состава концентратов, получаемых при обогащении марганцевых руд Усинского месторождения, разработана оптимальная технологическая схема получения всей гаммы марганцевых ферросплавов.

Ключевые слова: обогащение марганцевых руд, выплавка марганцевых ферросплавов, высокоуглеродистый ферромарганец, ферросиликомарганец, средне- и низкоуглеродистый ферромарганец, металлический марганец.

PRODUCTION MANGANESE FERROALLOYS OF MANGANESE ORE USINSKOYE FIELD

Abstract. Usinskoye manganese field one of the largest in Russia in terms of (the carrying reserves - 98.5 million tonnes probable reserves – 150.4 million tons). Manganese ore deposits Usinskoye characterized by comparatively low manganese content (18 – 22 %) and a high content of phosphorus (0.2 – 0.3 % and more). Developed technological flowsheet Usinskaya ore, which involves the use of X-ray fluorescence (X-ray radiometric) separation for lumps and jigging for small. Based on the analysis of the processes of smelting manganese ferroalloys and chemical composition of the concentrates produced at enrichment of manganese ores of new Usinskoye field, developed the optimal flowsheet of obtaining the whole range of manganese ferroalloys.

Keywords: enrichment of manganese ore, manganese ferroalloy smelting, high-carbon ferromanganese, iron-silicon-manganese, medium- and low-carbon ferromanganese, metal manganese.

Минерально-сырьевая база марганца в России

Основной базой марганцеворудной промышленности в СССР являлись Никопольское (Украина), Чиагурское (Грузия) и Джездинское (Казахстан) месторождения. На этих месторождениях добывали более 20 млн т сырой руды при среднем содержании марганца в руде 22,4 %. Из этой руды при обогащении ее гравитационными методами получали более 10 млн т концентрата со средним содержанием марганца 33,91 %. Почти 70 % от этого количества составляли окисные концентраты со средним содержанием марганца 39,41 %. Карбонатные концентраты, доля которых в общем производстве марганцевых концентратов составляла менее 30 %, содержали в среднем 24,34 % марганца. Для производства марганцевых ферросплавов использовали карбонатные концентраты только I и II сорта, содержание марганца в которых выше 29 %.

Из концентратов, производимых обогатительными комбинатами, ферросплавная промышленность СССР выплавляла около 2 млн т марганцевых ферроспла-

вов. Основную долю в общем производстве составляли 82 %-ный (Mn + Si) ферросиликомарганец (около 1,4 млн т) и высокоуглеродистый ферромарганец (около 0,4 млн т), значительную часть в общем объеме составляло производство среднеуглеродистого ферромарганца (более 100 тыс. т) и металлического марганца (около 10 тыс. т) [1].

После распада Советского Союза Россия оказалась без марганцеворудной базы. Потребность в марганцевых ферросплавах в Российской Федерации составляет порядка 600 – 650 тыс. т в год. Высокоуглеродистый ферромарганец в России в настоящее время выплавляют в доменных печах Косогорского металлургического и Саткинского чугуноплавильного заводов из импортных марганцевых руд [2]. Объем производства высокоуглеродистого ферромарганца возрос с 88 тыс. т в 2000 г. до 109,5 тыс. т в 2005 г. Ферросиликомарганец периодически производили на Челябинском электрометаллургическом комбинате (в основном из казахстанской марганцевой руды). Объем производства ферросиликомарганца составлял в 2000 г. 122 тыс. т, а в 2004 г. 143 тыс. т. В последующие годы производство высокоуглеродистого ферромарганца оставалось практически на том же уровне, а ферросиликомарганец не производили.

* Работа выполнена в рамках Программы № 27 фундаментальных исследований Президиума РАН.

Балансовые запасы марганцевых руд в России составляют около 290 млн т (0,2 % мировых), прогнозные ресурсы – более 1 млрд т [1]. На территории России марганцевые руды представлены преимущественно тремя типами: карбонатными, окисными и окисленными. Около 90 % запасов представлены труднообогатимыми карбонатными рудами со средним содержанием марганца 18 – 22 % и содержанием фосфора 0,2 – 0,3 % [3]. В табл. 1 приведены запасы марганцевых руд по районам России.

Добыча марганцевых руд на территории России не ведется [4]. Для обеспечения ресурсной независимости российской металлургии в обеспечении марганцевыми ферросплавными необходимо проводить работы по созданию собственной рудной базы.

Сортамент марганцевых ферросплавов включает в себя высоко-, средне- и низкоуглеродистый ферромарганец, ферросиликомарганец и металлический марганец. Потребность России в крупнотоннажных сплавах марганца (высокоуглеродистом ферромарганце и ферросиликомарганце) по-прежнему закрывается за счет импорта, главным образом, из Украины примерно на 60 %, а в средне- и низкоуглеродистом ферромарганце и металлическом марганце – на 100 %, электролитический марганец импортируют из Китая.

Проблема ускорения создания отечественной марганцеворудной базы с позиции экономической безопасности представляется весьма важной. Несмотря на то, что марганец относится к группе полезных ископаемых, имеющих важное стратегическое значение, до настоящего времени Россия вынуждена импортировать товарную марганцевую руду, марганецосодержащие ферросплавы, металлический марганец, диоксид марганца, перманганат калия. Необходимо не только увеличивать объем выплавки высокоуглеродистого ферромарганца и ферросиликомарганца, в том

числе и за счет вовлечения в производство отечественных марганцевых руд, но и организовать в России производство рафинированных марганцевых ферросплавов – металлического марганца, средне- и низкоуглеродистого ферромарганца.

По данным института Уралгипроруда прогнозные запасы марганцевых руд в России составляют по категории $A + B + C_1$ около 150 млн т при среднем содержании марганца в руде ~20 %. В структуре подтвержденных запасов преобладают (90,2 %) бедные карбонатные руды (19,8 % Mn) с высоким содержанием фосфора (0,2 – 0,3 % и более). Запасы окисных руд, содержащих 23 – 26 % Mn, составляют 6 % [4]. Месторождения расположены в Кемеровской области (Усинское), в Красноярском крае (Порожинское), на Урале (Североуральские), в Республике Коми (Порножское), в Иркутской области (Новониколаевское) и др. Руды этих месторождений характеризуются низким содержанием марганца и повышенным содержанием фосфора. Месторождения в большинстве случаев маломощные и расположены в труднодоступных районах.

Из разведанных отечественных марганцевых месторождений Усинское месторождение может рассматриваться как наиболее перспективное. Усинское месторождение марганца, одно из крупнейших в России по запасам, открыто в 1939 г. Оно находится в юго-восточной части Кемеровской области в 70 км северо-восточнее Междуреченска в горно-таежной местности. Наиболее короткий путь (60 км) – от месторождения до железной дороги Новокузнецк – Абакан и далее на юг к станции Теба. Усинское месторождение сложено двумя генетическими типами руд: первичными (карбонатными) и вторичными (окисленными), химический состав которых приведен в табл. 2. Доля карбонатных руд составляет 94 %, окисленных – 6 %, смешанный тип руд слабо развит.

Таблица 1

Запасы марганцевых руд по районам России, млн т [1]

Регион	Балансовые запасы			Прогнозные ресурсы
	$A + B + C_1$	C_2	итого запасов	
Свердловская область	41,3	–	41,3	49,2
Кемеровская область	98,5	–	98,5	150,4
Хабаровский край	6,5	2,5	9,0	53,2
Республика Коми	–	3,9	3,9	101,2
Оренбургская область	–	4,2	4,2	31,0
Иркутская область	–	4,8	4,8	36,2
Красноярский край	–	121,5	121,5	201,0
Башкортостан	–	–	–	90,0
Алтайский край	–	–	–	200,0
Архангельская область	–	–	–	130,0
Итого	146,3	136,9	283,2	1042,2

Таблица 2

Химический состав марганцевых руд Усинского месторождения, % [5]

Руда	Mn	MnO	MnO ₂	P	P ₂ O ₅	Fe	FeO	Fe ₂ O ₃	SiO ₂
Карбонатная	19,23	24,83	–	0,152	0,35	4,92	5,04	1,42	17,44
Окисленная	24,37	1,08	36,68	0,235	0,54	8,26	–	11,51	25,54
Руда	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	BaO	TiO ₂	K ₂ O + Na ₂ O	S	п.п.п.	CO ₂
Карбонатная	18,18	2,02	3,18	0,16	0,17	0,80	0,96	24,01	23,57
Окисленная	5,60	3,36	1,44	0,15	0,17	0,20	0,11	13,44	4,31

В настоящее время ведутся научные и практические исследования с целью вовлечения в производство отечественных марганцевых руд и выплавки из них ферросплавов в объемах, по крайней мере покрывающих потребность отечественной металлургической промышленности. Поскольку отечественные марганцевые руды характеризуются низким содержанием марганца и повышенным содержанием фосфора, они должны подвергаться обогащению. В процессе обогащения марганцевых руд и последующей выплавки ферросплавов значительная часть марганца теряется с отвальными продуктами – шламами, хвостами и шлаками. Сквозное извлечение от руды до товарных ферросплавов составляет 50 – 55 % [6].

Таким образом, перед металлургами стоят задачи – вовлечение в производство отечественных марганцевых руд, получение из них всего комплекса марганцевых ферросплавов и снижение потерь марганца на всех стадиях производства от сырой руды до марганцевых ферросплавов.

Обогащение марганцевых руд Усинского месторождения

Марганцевые руды Усинского месторождения характеризуются сравнительно низким содержанием марганца (18 – 22 %) и повышенным содержанием фосфора (0,2 – 0,3 % и более). По своему минералогическому составу они близки к марганцевым рудам Никопольского месторождения (Украина). По всей видимости, для переработки усинских руд возможно использование тех же схем, которые используют для никопольских руд, однако в этом случае из полученных концентратов невозможно выплавить стандартные по содержанию марганца и фосфора ферросплавы в силу причин, указанных выше.

ОАО «Уралмеханобр» разработан технологический регламент для проекта «Строительство Усинского ГОКа. Дробильно-обоганительная фабрика» [5]. Разработанная технологическая схема обогащения усинских руд предполагает использование рентгенофлуоресцентной (рентгенорадиометрической) сепарации. Рентгенофлуоресцентная сепарация высокоэффективная и экологически чистая технология обогащения минерального и вторичного сырья. К достоинствам метода следует отнести то, что это единственный «прямой»

метод оценки содержаний большинства элементов, содержащихся в руде или любом кусковом материале, по сравнению с традиционными «мокрыми» методами обогащения (гравитация, флотация).

Технологическая схема обогащения карбонатной руды включает следующие основные операции:

- грохочение руды крупностью 100 мм на классы крупности –100+50 мм, –50+20 мм, –20+10 мм и –10+0 мм. Поскольку глубина ионизирующего излучения рентгеновских трубок рентгенорадиометрических сепараторов (PPC) не превышает 0,3 мм, для эффективной работы PPC предусматривается обесшламливание материала и отмыв кусков горячей водой от снега и льда в период отрицательных температур;

- две стадии PPC материала классов –100+50 мм и –50+20 мм. В первой стадии удаляются отвальные хвосты и выделяется обогащенный марганцем продукт, во второй стадии предусмотрено выделение концентрата с содержанием марганца 36,0 % (концентрат I сорта) и рядового концентрата с содержанием марганца 25,2 % (концентрата II сорта), по выходу составляя 10,84 и 31,50 % соответственно. Объем производства и качество концентрата высшего сорта определено на основе потребностей ферросплавного производства, исходя из предусмотренной технологии производства ферросплавов;

- материал класса –20+0 мм предусмотрено обогащать отсадкой наиболее распространенным способом обогащения марганцевых руд. Концентрат отсадки –20+10 мм содержит 24,0 % марганца при выходе 5,80 % и извлечении ценного компонента 7,24 % от исходной руды. Концентрат соответствует II сорту ТУ на карбонатные руды. Отсадка материала классов –10+4 и –4 мм из окисленных и карбонатных руд осуществляется по предложению недропользователя отдельно-современно на одних и тех же отсадочных машинах с интервалом перехода не менее суток, смены. Концентраты фракций –10+4 и –4+0 мм с содержанием марганца 23,5 и 23,3 % соответственно относятся к II сорту ТУ на карбонатные концентраты.

Хвосты отсадочных машин рекомендуется складировать отдельно с целью возможного извлечения марганца из них другими методами (гидрометаллургия, химическое обогащение и т.д.).

Схема обогащения окисленных руд включает следующие основные операции:

– промывку исходной руды с содержанием марганца 24,37 % крупностью –80+0 мм с выделением кусковой фракции с содержанием марганца 35,83 % при выходе 27,20 % и извлечении ценного компонента 40,0 %;

– раздельную отсадку материала классов –10+4 мм и –4 мм. Концентрат отсадки материала класса –10+4 мм характеризуется следующими показателями: выход – 12,12 %, содержание марганца – 35,0 %, извлечение марганца от исходной руды – 17,41 %. Концентрат отсадки материала –4 мм содержит 34,20 % марганца при выходе 14,20 % и извлечении 11,93 % от исходной руды.

Суммарный концентрат по схеме содержит 35,20 % Mn при выходе 53,52 % и извлечении 77,34 % от исходной руды. Общие хвосты содержат 11,88 % Mn.

Обогащение марганцевых руд Усинского месторождения по описанным выше схемам позволяет получить концентраты, состав которых приведен в табл. 3.

Исходя из химического состава концентратов, получаемых в результате обогащения марганцевых руд Усинского месторождения, были рассмотрены различные технологические схемы выплавки марганцевых ферросплавов. Ниже описаны выбранные авторами оптимальные варианты.

Получение марганцевых ферросплавов из руды Усинского месторождения

Высокоуглеродистый ферромарганец. Высокоуглеродистый ферромарганец выплавляют флюсовым или

бесфлюсовым способами [7]. Флюсовый способ используют в тех случаях, когда марганцевая руда или концентраты, которые используют для выплавки ферромарганца, характеризуются сравнительно низким содержанием марганца (< 40 – 42 %). В этом случае получают ферромарганец и отвальный шлак, с которым теряется до 15 % марганца, содержащегося в шихте. В металл переходит ~75 % марганца, ~10 % теряется с отходящими газами.

Если марганцевая руда или концентраты, которые используют для выплавки ферромарганца, характеризуются сравнительно высоким содержанием марганца (> 40 – 45 %), плавку ведут бесфлюсовым способом. Эта технологическая схема характеризуется существенно более высокими технико-экономическими показателями по сравнению с флюсовым способом. При плавке ферромарганца бесфлюсовым способом получают стандартный сплав и передельный низкофосфористый шлак. В этом случае 60 % марганца, содержащегося в шихте, переходит в металл, ~10 % теряется с отходящими газами, а 30 % марганца остается в шлаке, который в дальнейшем используют как низкофосфористый марганецсодержащий компонент в шихте при выплавке ферросиликомарганца, средне- и низкоуглеродистого ферромарганца и металлического марганца.

В процессе нагрева в руднотермической печи усинского карбонатного концентрата I сорта происходит удаление влаги и разложение карбонатов. Содержание марганца в обожженном продукте – более 49 %. Следовательно химический состав карбонатного концентрата I сорта позволяет выплавлять из него высокоуглеродистый ферромарганец бесфлюсовым способом. Хими-

Таблица 3

Химический состав концентратов, % [5]

Компоненты	Концентрат							
	карбонатный					оксидный		
	I сорт	II сорт	отсадка			крупный	отсадка	
			20 – 100 мм	4 – 10 мм	0 – 4 мм		4 – 10 мм	0 – 4 мм
Mn	36,00	25,20	24,00	23,50	23,30	35,83	35,00	34,20
P	0,16	0,15	0,14	0,14	0,14	0,216	0,220	0,230
Fe	3,20	3,30	3,60	5,00	5,00	11,07	10,90	10,54
SiO ₂	9,49	13,32	13,87	14,17	14,29	12,72	13,20	13,60
CaO	7,44	14,95	15,70	16,03	16,17	2,36	2,36	2,40
MgO	1,76	2,85	2,99	3,05	3,08	1,52	1,51	1,48
Al ₂ O ₃	1,18	1,40	1,47	1,50	1,52	1,84	1,89	1,99
BaO	0,10	0,16	0,16	0,16	0,17	0,20	0,20	0,22
TiO ₂	0,08	0,09	0,11	0,12	0,12	0,14	0,14	0,15
Na ₂ O + K ₂ O	0,20	0,25	0,35	0,36	0,37	0,20	0,20	0,20
S	0,80	0,90	0,90	0,96	0,96	0,08	0,09	0,09
п.п.п.	26,58	27,20	26,30	25,95	25,73	7,72	9,49	10,70
Влага	1,0	1,0	13,6	15,0	16,0	3,2	16,0	17,0

ческий состав продуктов, получаемых в этом случае, приведен ниже, % :

высокоуглеродистый ферромарганец

Mn	Fe	C	Si	P	S
78,94	12,33	6,41	1,77	0,52	0,03

передельный шлак

MnO	FeO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	P ₂ O ₅	S
39,952	0,613	28,724	19,514	4,739	5,164	0,053	1,241

Расход материалов на 1 т высокоуглеродистого ферромарганца: карбонатный концентрат I сорта – 2865 кг; коксик – 362 кг; стальная стружка – 6,4 кг.

Высокоуглеродистый ферромарганец соответствует марке ФМн78. Передельный шлак, содержащий 30,95 % Mn и 0,02 % P, в дальнейшем будет использован как марганецсодержащее низкофосфористое сырье при выплавке ферросиликомарганца и рафинированных марганцевых ферросплавов.

Ферросиликомарганец. Рассмотрены четыре варианта выплавки ферросиликомарганца. В первом

варианте в качестве рудной части шихты выбран карбонатный концентрат II сорта, во втором – передельный шлак бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца, в третьем – коллективный оксидный концентрат, в четвертом – смесь коллективного оксидного концентрата и передельного шлака бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца (50/50). Химический состав получаемых продуктов приведен в табл. 4 и 5, расход материалов – в табл. 6.

По вариантам I, II и IV получен стандартный по составу ферросиликомарганец марки МнС17, по варианту III – ферросиликомарганец марки МнС12.

Среднеуглеродистый ферромарганец. Рассмотрены два варианта выплавки среднеуглеродистого ферромарганца. В качестве рудной части шихты в обоих вариантах выбран карбонатный концентрат I сорта; в качестве восстановителя в первом варианте выбран ферросиликомарганец варианта IV, во втором – ферросиликомарганец варианта II. Химический состав получаемых продуктов приведен в табл. 7 и 8, расход материалов – в табл. 9.

По варианту I получен среднеуглеродистый ферромарганец, содержание марганца в котором несколько ниже стандарта, по варианту II – стандартный по

Таблица 4

Химический состав ферросиликомарганца, %

Вариант	Mn	Si	Fe	C	P	S
I	68,57	17,35	11,14	2,45	0,46	0,03
II	77,45	18,08	1,81	2,55	0,08	0,03
III	59,83	15,21	22,42	2,13	0,40	0,03
IV	66,45	16,81	14,05	2,38	0,281	0,03

Таблица 5

Химический состав шлака, %

Вариант	MnO	FeO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	P ₂ O ₅	S
I	8,272	0,564	39,124	38,264	5,089	7,390	0,045	1,25
II	7,418	0,076	35,004	36,450	10,097	9,707	0,006	1,24
III	13,46	2,114	63,951	7,268	8,147	4,673	0,076	0,31
IV	9,72	0,83	45,87	25,19	9,32	7,75	0,034	1,30

Таблица 6

Расход материалов на 1 т ферросиликомарганца, кг

Вариант	Карбонатный концентрат II сорта	Передельный шлак бесфлюсовой плавки	Коллективный оксидный концентрат	Кварцит	Коксик
I	3400	–	–	308	545
II	–	2669	–	66	492
III	–	–	2087	492	535
IV	–	1255	1255	312	520

Таблица 7

Химический состав среднеуглеродистого ферромарганца, %

Вариант	Mn	Fe	Si	C	P	S
<i>I</i>	81,62	15,62	0,41	1,96	0,375	0,015
<i>II</i>	85,24	12,25	0,40	1,915	0,18	0,015

Таблица 8

Химический состав шлака, %

Вариант	MnO	FeO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	P ₂ O ₅	S
<i>I</i>	16,24	0,19	33,09	46,34	1,37	2,05	0,24	0,48
<i>II</i>	16,25	0,19	33,12	46,36	1,38	2,05	0,16	0,49

Таблица 9

Расход материалов на 1 т среднеуглеродистого ферромарганца, кг

Вариант	Карбонатный концентрат I сорта	Ферросиликомарганец варианта IV	Ферросиликомарганец варианта II	Известь
<i>I</i>	1507	815	–	507
<i>II</i>	1496	–	816	504

составу среднеуглеродистый ферромарганец марки ФМн88.

Металлический марганец. Технология выплавки металлического марганца силикотермическим способом включает три стадии: *I* – выплавка передельного низкофосфористого высокомарганцевого шлака; *II* – выплавка передельного силикомарганца из передельного шлака; *III* – выплавка металлического марганца из передельного шлака. С целью повышения полезного использования марганца авторами был разработан способ выплавки металлического марганца [8], сущность которого заключается в том, что исключается первая стадия – выплавка передельного низкофосфористого высокомарганцевого шлака, а передельный силикомарганец и металлический марганец выплавляют из передельного шлака бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца.

Передельный силикомарганец. Передельный силикомарганец выплавляют из передельного шлака бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца. Химический состав получаемых продуктов приведены ниже, % :
передельный силикомарганец

Mn	Fe	C	Si	P	S
69,46	1,82	0,05	28,55	0,08	0,04

отвальный шлак

MnO	FeO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	P ₂ O ₅	S
6,21	0,07	45,40	30,51	8,62	8,135	0,005	1,05

Расход материалов на 1 т силикомарганца: передельный шлак – 2805 кг; кварцит – 575; коксик – 601 кг.

Получен стандартный по составу силикомарганец марки МнС25.

Металлический марганец. Металлический марганец выплавляют из передельного шлака бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца и передельного силикомарганца. Химический состав получаемых продуктов приведены ниже, % :

металлический марганец

Mn	Fe	C	Si	P	S
96,276	2,92	0,04	0,63	0,08	0,04

шлак

MnO	FeO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	P ₂ O ₅	S
15,11	0,04	30,75	46,13	3,58	3,90	0,02	0,47

Расход материалов на 1 т металлического марганца: передельный шлак – 3694 кг; передельный силикомарганец – 728 кг; известь – 1587 кг.

Получен стандартный по составу металлический марганец марки Мн95.

Низкоуглеродистый ферромарганец. В качестве рудной части шихты выбран карбонатный концентрат I сорта, в качестве восстановителя – передельный силикомарганец. Химический состав получаемых металла и шлака приведен ниже, %:

низкоуглеродистый ферромарганец

Mn	Fe	C	Si	P	S
90,86	8,19	0,04	0,62	0,27	0,02

шлак

MnO	FeO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	P ₂ O ₅	S
20,53	0,35	31,37	43,92	1,30	1,94	0,14	0,45

Расход материалов на 1 т низкоуглеродистого ферромарганца: карбонатный концентрат I сорта – 2263 кг; передельный силикомарганец – 721 кг; известь – 762 кг.

Получен стандартный по составу низкоуглеродистый ферромарганец марки ФМн90.

Извлечение марганца из шлака процессов выплавки рафинированных марганцевых ферросплавов

При выплавке марганцевых ферросплавов большое количество марганца теряется с отвальными шлаками. Значительными потерями марганца (до 40 %) со шлаком характеризуются процессы выплавки средне- и низкоуглеродистого ферромарганца и металлического марганца. Извлечение марганца в металл в этих процессах составляет не более 60 – 65 %. Повышенное содержание марганца в шлаке и весьма низкое содержание фосфора позволяют рассматривать его как перспективный марганецсодержащий материал.

Проведенный ранее термодинамический анализ процесса восстановления марганца из отвального шлака силикотермической плавки металлического марганца при взаимодействии шлака с расплавами чугуна [9] показал, что получает развитие реакция взаимодействия углерода металла с оксидом марганца шлака – восстановленный из шлака марганец переходит в металл. Следовательно полезное извлечение марганца может быть повышено за счет использования отвального шлака силикотермической плавки средне- и низкоуглеродистого ферромарганца и металлического марганца для легирования чугуна марганцем путем обработки жидкого металла шлаком. При этом снижается (или полностью исключается) расход марганецсодержащего сырья в шихте при выплавке чугуна. Предложенный способ легирования чугуна марганцем защищен патентом [10].

Технологическая схема выплавки марганцевых ферросплавов из марганцевых руд Усинского месторождения

На основании приведенных выше расчетов можно сделать следующее заключение: из марганцевых концентратов, получаемых из руд Усинского месторождения с использованием современных методов обога-

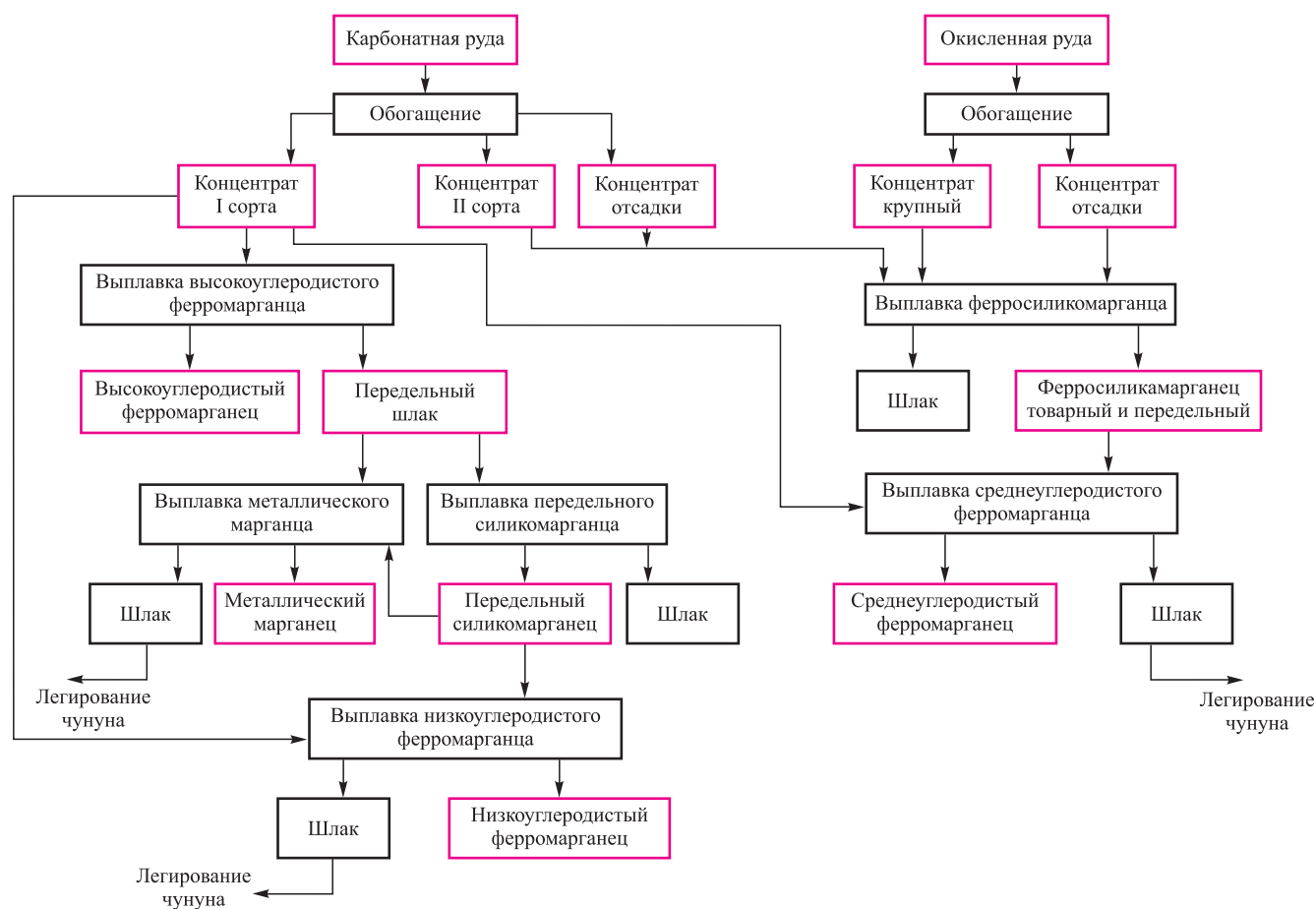
щения, возможно выплавлять всю гамму стандартных марганцевых ферросплавов. В качестве оптимальной предлагается следующая технологическая схема выплавки марганцевых ферросплавов из марганцевых руд Усинского месторождения (см. рисунок):

- Марганцевые руды (карбонатные и окисленные) обогащают описанными выше методами.
- Высокоуглеродистый ферромарганец выплавляют из карбонатного концентрата I сорта бесфлюсовым методом, получая стандартный металл и низкофосфористый марганцевый передельный шлак.
- Ферросиликомарганец выплавляют из карбонатных концентратов II сорта и коллективного оксидного концентрата. При необходимости получения в металле низкого содержания фосфора в шихту добавляют передельный шлак бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца.
- Среднеуглеродистый ферромарганец выплавляют из карбонатного концентрата I сорта и ферросиликомарганца.
- Передельный силикомарганец выплавляют из передельного шлака бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца.
- Низкоуглеродистый ферромарганец выплавляют из карбонатного концентрата I сорта и передельного силикомарганца.
- Металлический марганец выплавляют из передельного шлака бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца и передельного силикомарганца.
- Шлак процессов выплавки средне- и низкоуглеродистого ферромарганца и металлического марганца используют для легирования чугуна марганцем.

В данной технологической схеме марганец теряется только с отвальным шлаком процессов выплавки ферросиликомарганца и передельного силикомарганца. Для снижения потерь марганца с этими шлаками их подвергают пневмосепарации с целью извлечения королек металла и прометалленных кусков шлака, которые возвращают в шихту. Шлаки всех остальных процессов являются передельными.

Выводы. На основании проведенного анализа процессов выплавки марганцевых ферросплавов и химического состава концентратов, получаемых при обогащении марганцевых руд Усинского месторождения, предложена оптимальная технологическая схема получения всей гаммы марганцевых ферросплавов из марганцевых руд Усинского месторождения. Показано, что по данной технологической схеме возможно получение стандартных марганцевых ферросплавов без привлечения богатых по содержанию марганца низкофосфористых импортных марганцевых руд.

Высокоуглеродистый ферромарганец выплавляют из карбонатного концентрата I сорта бесфлюсовым методом, получая стандартный металл и низкофосфористый марганцевый передельный шлак. Ферросиликомарганец выплавляют из карбонатных концентратов



Технологическая схема выплавки марганцевых ферросплавов из руд Усинского месторождения

II сорта и отсадки и коллективного оксидного концентрата. При необходимости получения в металле низкого содержания фосфора в шихту добавляют передельный шлак бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца. Среднеуглеродистый ферромарганец выплавляют из карбонатного концентрата I сорта и ферросиликомарганца. Низкоуглеродистый ферромарганец выплавляют из карбонатного концентрата I сорта и передельного силикомарганца. Передельный силикомарганец выплавляют из передельного шлака бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца. Металлический марганец выплавляют из передельного шлака бесфлюсовой плавки высокоуглеродистого ферромарганца и передельного силикомарганца. Шлак процессов выплавки средне- и низкоуглеродистого ферромарганца и металлического марганца используют для легирования чугуна марганцем.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тигунов Л.П., Смирнов Л.А., Менаджиева Р.А. Марганец: технология, производство, использование. – Екатеринбург: АМБ, 2006. – 184 с.

2. Леонтьев Л.И., Жучков В.И., Смирнов Л.А., Дашевский В.Я. // Сталь. 2007. № 3. С. 43 – 47.
3. Марганец. / К.Н. Трубецкой, В.А. Чантурия, А.Е. Воробьев и др. – М.: Академия горных наук, 1999. – 271 с.
4. Комплексная переработка карбонатного марганцевого сырья: химия и технология. / В.П. Чернобровин, В.Г. Мизин, Т.П. Сирина, В.Я. Дашевский. – Челябинск: Центр ЮУрГУ, 2009. – 294 с.
5. Технологический регламент для проекта «Строительство Усинского ГОКа. Дробильно-обогащительная фабрика». – Екатеринбург: ОАО «Уралмеханобр», 2008. – 64 с.
6. Лякишев Н.П., Гасик М.И., Дашевский В.Я. Металлургия ферросплавов. Ч. 1. – М.: Учебка, 2006. – 117 с.
7. Гасик М.И. Марганец. – М.: Металлургия, 1992. – 608 с.
8. А. с. 1254044 СССР. Шихта для выплавки металлического марганца / В.Я. Дашевский, В.Я. Щедровицкий, Я.В. Дашевский и др. Бюл. № 32. 1984.
9. Дашевский В.Я., Юсфин Ю.С., Александров А.А. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2013 № 7. С.32 – 37.
10. Пат. 2458994 РФ. Способ легирования чугуна марганцем / В.Я. Дашевский, А.А. Александров, Ю.С. Юсфин и др. Бюл. № 23. 2012.

© 2013 г. В.Я. Дашевский, Ю.С. Юсфин,
Г.С. Подгородецкий, Н.В. Баева
Поступила 3 июня 2013 г.

УДК 543.61

И.В. Глинская, В.Б. Горбунов, Г.С. Подгородецкий, А.Э. Теселкина

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

АНАЛИТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПЕРЕРАБОТКИ КРАСНОГО ШЛАМА

Аннотация. Проведены исследования с целью разработки комплекса методик количественного химического анализа красного шлама и продуктов его переработки: чугуна и шлака. Показана возможность одновременного определения большого числа макрокомпонентов и примесных элементов в широком диапазоне содержаний от $n \cdot 10\%$ до $n \cdot 10^{-4}\%$ с применением атомно-эмиссионного с индуктивно-связанной плазмой, инфракрасно-абсорбционного и гравиметрического методов анализа.

Ключевые слова: красный шлам, методы количественного химического анализа.

ANALYTICAL CONTROL OF METALLURGICAL REFINING PROCESS OF RED MUD

Abstract. Development research of a complex of methods of quantitative chemical analysis of red mud and its products (cast iron and slag) are achieved. The possibility of simultaneous determination a lot of macro-component count and trace elements in a wide content range (from $n \cdot 10\%$ to $n \cdot 10^{-4}\%$) is shown, using the atomic emission with inductively-coupled plasma, infrared-absorption and gravimetric methods of analysis.

Keywords: red mud, methods for quantitative chemical analysis.

В настоящее время в мире складировано приблизительно 2,7 млрд т красного шлама и эти запасы пополняются примерно на 120 млн т в год. Поэтому поиск технологии эффективной комплексной переработки отходов глиноземного производства – красных шламов с каждым годом становится все более актуальным. Наиболее близко к решению этой проблемы подошли исследования в области металлургических технологий жидкофазного восстановления нового поколения [1]. Технологическое решение данного способа невозможно без правильного установления химического состава красного шлама и продуктов его переработки (чугуна и шлака). Более того, знание коэффициентов перераспределения элементов между продуктами плавки позволит в дальнейшем повысить степень комплексности переработки красного шлама. Поскольку для оценки эффективности технологических процессов необходимо осуществлять одновременный контроль содержания большого ряда элементов, обладающих разными химико-аналитическими свойствами (Al, As, B, Ba, C, Ca, Co, Cr, Cu, Fe, Ga, K, La и других РЗЭ, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, P, Pb, S, Sc, Si, Sn, Sr, Th, Ti, U, V, W, Y, Zn и Zr), для анализа красного шлама, чугуна и шлака применен комплекс аналитических методов: атомно-эмиссионный с индуктивно-связанной плазмой (АЭС-ИСП) для определения большинства контролируемых элементов, инфракрасно-абсорбционный для определения S и C и гравиметрический для определения SiO_2 .

Предварительно была проведена проверка образцов красного шлама на радиационную безопасность посредством измерения уровня мощности эквивалентной дозы (МЭД) в мкЗв/ч (или мощности экспозиционной

дозы в мкР/ч) с помощью индикатора внешнего гамма-излучения «Белла». Полученные значения МЭД не превышали мощности дозы естественного фона, которая составляет около 0,15 мкЗв/ч (15 мкР/ч), что позволило сделать вывод об отсутствии повышенной радиоактивности данного материала.

Атомно-эмиссионный анализ красного шлама, чугуна и шлака проводили на спектрометре iCAP 6300 фирмы Thermo Electron Corporation, США, с радиальным наблюдением плазмы. Оптимизированная конструкция спектрометра обеспечивает одновременное измерение любых аналитических линий в диапазоне от 166 до 847 нм с высоким разрешением. Прибор оснащен современным полупроводниковым твердотельным детектором и мощной высокоэффективной оптической системой (оптическая система Эшелле). Оптическая система Эшелле использует два оптических компонента, располагающихся перпендикулярно друг к другу. Одним из диспергирующих устройств является Эшелле решетка, которая груба по сравнению с обычной дифракционной решеткой. Эшелле решетка разделяет полихроматическое излучение на отдельные монохроматические пучки и создает множественные, перекрывающиеся спектральные порядки. Другое диспергирующее устройство разделяет или перекрестно разлагает перекрывающиеся порядки на двухмерные структуры – эшеллеграммы.

Спектрометры с Эшелле решетками обладают рядом преимуществ по сравнению с обычными спектрометрами. Во-первых, хорошее разрешение, так как используются более высокие спектральные порядки (улучшение разрешения проявляется с увеличением порядка). Во-вторых, даже при высоких спектральных порядках

достигается высокая светосила. В приборе использован улучшенный полупроводниковый твердотельный детектор с высокой чувствительностью и разрешением – устройство с инъекцией заряда (УИЗ – CID).

Рабочие параметры спектрометра iCAP 6300 приведены ниже:

Мощность генератора, Вт	750 – 1600
Высота наблюдения спектра, мм	8 – 25 над верхним витком индуктора
Разрешение, пм	7 на длине волны 200 нм
Поток аргона, л/мин:	
распылительный	0,7
вспомогательный	0,5
охлаждающий	12

Управление спектрометром осуществляется компьютерной программой ITEVA на русском языке.

При атомно-эмиссионном методе анализа с индуктивно-связанной плазмой пробы вводят в разряд в виде аэрозолей растворов. Состав растворов должен адекватно отражать химический состав анализируемых проб и не создавать затруднений при измерении интенсивности спектральных линий [2]. Поэтому особое внимание было уделено выбору способа разложения твердых проб с целью количественного перевода определяемых элементов из исходной пробы в анализируемый раствор, достижения минимальной кислотности и засоления раствора и предотвращения его загрязнения определяемыми элементами, для чего в работе использовали кислоты квалификации о.с.ч. и деионизированную воду.

Предварительные исследования проводили с тремя образцами красного шлама КШ1, КШ2 и КШ3, отобранными из разных точек шламохранилища. Для растворения применяли последовательную обработку навесок анализируемых проб азотной, хлороводородной и хлорной кислотами в присутствии и без фтороводородной кислоты. Опыты показали, что в отсутствии фтороводородной кислоты в раствор переходят все элементы за исключением кремния, который остается в виде нерастворимого оксида или силикатов и частично удерживает в осадке алюминий. Применение фтороводородной кислоты способствует более полному переводу алюминия в раствор.

Для последующего спектрального анализа растворенных проб были выбраны наиболее чувствительные линии определяемых элементов. Калибровку спектрометра проводили с использованием универсальных многокомпонентных смесей (США), содержащих определяемые элементы.

Таким образом были получены предварительные данные о химическом составе красного шлама (табл. 1), что позволило перейти к более детальной разработке методики определения Al, As, B, Ba, Ca, Co, Cr, Cu, Fe, Ga, K, La и других РЗЭ, Mg, Mn, Mo, Na, Nb, Ni, P, Pb, Sc, Sn, Sr, Th, Ti, U, V, W, Y, Zn и Zr методом АЭС-ИСП.

Определение С и S в красных шламах проводили инфракрасно-абсорбционным методом на анализаторе CS-230IH фирмы LECO, США. Принцип действия анализатора основан на сжигании образцов материалов, помещаемых в специальные керамические тигли в индукционной печи и последующем измерении содержания С и S в виде газообразных CO_2 и SO_2 методом инфракрасной абсорбции. Основной проблемой при анализе красного шлама явилось отсутствие стандартных образцов состава данного материала. С учетом этого были подобраны условия сжигания анализируемых проб, которые позволили использовать для калибровки прибора стандартные образцы состава сталей. Для этого в керамические тигли помещали железные чипсы, навеску анализируемой пробы массой 0,1 г, в качестве плавня использовали Lescosel II (смесь вольфрама и олова). Результаты определения представлены в табл. 1.

Содержание оксида кремния определяли гравиметрическим методом (см. табл. 1).

Предварительные исследования показали, что применение фтороводородной кислоты при растворении проб красного шлама для последующего спектрального анализа приводит к существенным потерям бора и мышьяка в результате образования летучих фторидов. Кроме того, в этом случае становится невозможным гравиметрическое определение кремния, так как происходит растворение осадка оксида кремния также с образованием летучего фторида. Последующие исследования проводили с представительной пробой исходного красного шлама, из которого в результате экспериментальной плавки были получены пробы чугуна и шлака. Для исключения потерь бора, мышьяка и кремния, а также количественного перевода алюминия в раствор (см. выше) вместо фтороводородной кислоты применили серную и фосфорную кислоты. Опыты показали, что наиболее полное извлечение всех определяемых элементов наблюдается при использовании смеси концентрированных серной и фосфорной кислот (2:1) с последующей обработкой полученного раствора концентрированной хлорной кислотой. При этом в осадке остается оксид кремния, что позволяет одновременно проводить его гравиметрическое определение. Для уточнения результатов определения бора и мышьяка был разработан упрощенный вариант вскрытия проб обработкой разбавленной (1:1) азотной кислотой при слабом нагревании, при котором достигается селективное количественное извлечение данных элементов в раствор.

Чтобы исключить загрязнение анализируемой пробы натрием, содержащимся в стеклянной химической посуде, навеску пробы массой 0,1 г помещали в тигель из стеклоуглерода, обрабатывали ее при нагревании 10 мл смеси серной и фосфорной кислот (2:1) и 2 мл хлорной кислоты. Полученный раствор доводили дистиллированной водой до объема ~60 мл и фильтровали через плотный фильтр в полипропиленовую колбу

Таблица 1

Химический состав красного шлама

Определяемый компонент	Содержание определяемых компонентов в красном шламе, % (по массе)		
	КШ 1	КШ 2	КШ 3
Ag	< 0,001	< 0,001	< 0,001
Al ₂ O ₃	10,6	10,2	11,0
As	0,019	0,023	0,020
Au	< 0,001	< 0,001	< 0,001
B	< 0,005	< 0,005	< 0,005
Ba	0,018	0,012	0,014
Be	< 0,001	< 0,001	< 0,001
C	0,80	0,99	0,71
CaO	9,80	10,90	7,60
Co	0,018	0,019	0,018
Cr	0,025	0,021	0,024
CuO	0,021	0,029	0,015
Fe ₂ O ₃	45,30	43,50	46,50
K ₂ O	0,073	0,073	0,117
La	0,030	0,030	0,030
MgO	0,63	0,75	0,60
MnO	0,49	0,43	0,55
Mo	< 0,05	< 0,05	< 0,05
Na ₂ O	1,90	1,80	2,70
Nb	0,013	0,013	0,013
NiO	0,028	0,029	0,027
P ₂ O ₅	0,55	0,71	0,44
Pb	0,022	0,030	0,023
S	1,13	1,41	0,86
Sc	0,010	0,010	0,010
SiO ₂	8,60	10,50	10,60
TiO ₂	3,80	3,70	3,80
V	0,053	0,052	0,043
Y	0,027	0,031	0,024
Zn	0,016	0,020	0,018
Zr	0,083	0,078	0,087

вместимостью 100 мл. Объем фильтрата довели до метки водой, полученный раствор разбавляли в 10 раз азотной кислотой (1:20) и анализировали на спектрометре iCAP 6300. Бумажный фильтр с осадком сжигали в муфельной печи при 900 °С в течение 1 ч, измеряли массу осадка на аналитических весах и рассчитывали содержание оксида кремния в анализируемых пробах.

При атомно-эмиссионном анализе растворов проб таких сложных объектов, как красный шлам, существенную роль играет правильный выбор спектральных линий определяемых элементов. Во-первых, определение низких содержаний элементов возможно только при ис-

пользовании наиболее чувствительных аналитических линий. Кроме того, эти линии должны быть свободны от возможного спектрального наложения других элементов, обладающих собственным сложным эмиссионным спектром, так как это может привести к существенному завышению результатов определения [3]. Предварительные исследования позволили выбрать наиболее чувствительные спектральные линии определяемых элементов, отвечающие указанным требованиям (табл. 2).

Было проведено изучение влияния содержания макрокомпонентов (Al, Ca, Fe, Na, Ti) на интенсивности спектральных линий определяемых элементов. Показано, что матричный эффект начинает проявляться при содержании макрокомпонентов в растворе более 100 мкг/мл, что необходимо учитывать при разбавлении растворов проб. Относительное содержание элементов в пробе было учтено при приготовлении калибровочных смесей для проведения атомно-эмиссионного анализа.

Были выбраны рабочие параметры спектрометра, позволяющие оптимизировать условия измерения интенсивности спектральных линий. Мощность высокочастотного генератора составляла 1200 Вт, высота наблюдения спектра – 12 мм над верхним витком индуктора, время интегрирования аналитического эмис-

Таблица 2

Спектральные линии определяемых элементов

Определяемый элемент	Длина волны, нм	Определяемый элемент	Длина волны, нм
Al	394,4; 396,1	Na	588,9; 589,5
As	189,0; 193,7	Nb	309,4
B	208,8; 208,9	Nd	406,1
Ba	455,4	Ni	221,6; 231,6
Ca	315,8; 393,3	P	213,6; 214,9
Ce	404,0; 456,2	Pb	220,3
Co	228,6; 237,8	Pr	422,5
Cr	267,7; 283,5	Sc	361,3; 424,6
Cu	324,7; 327,3	Sm	359,2
Dy	353,1; 400,0	Sn	189,9
Er	323,0; 326,4	Sr	407,8
Eu	381,9; 412,9	Tb	332,4; 350,9
Fe	238,2; 259,9	Th	283,2; 283,7
Ga	294,3	Ti	313,1
Gd	342,2	Tm	346,2
Ho	345,6	U	263,5
K	766,6	V	292,4; 309,3
La	333,7; 412,3	W	239,7
Lu	261,5	Y	324,2; 371,0
Mg	279,5	Yb	289,1; 328,9
Mn	257,6	Zn	206,2; 213,8
Mo	202,0	Zr	339,1; 343,8

Таблица 3

Результаты анализа красного шлама

Определяемый компонент	Содержание определяемых компонентов в красном шламе, % (по массе)		
	МИСиС	ВИМС	«Термо Техно»
Al ₂ O ₃	11,5	12,3	15,9
As	0,012	0,0095	0,0067
B	0,0066	–	–
Ba	0,017	0,023	–
C	0,69	–	–
CaO	9,7	9,5	9,2
Ce	0,048	0,093	0,024
Co	0,013	0,0072	0,012
Cr	0,024	0,011	0,024
CuO	0,016	0,016	0,015
Dy	0,006	–	–
Er	< 0,005	–	–
Eu	0,001	–	–
Fe ₂ O ₃	46,5	50,3	45,5
Ga	< 0,05	0,0021	0,0014
Gd	0,005	–	–
Ho	< 0,01	–	–
K ₂ O	0,24	0,23	0,28
La	0,031	0,047	–
Lu	0,0004	–	–
MgO	0,78	0,79	1,12
MnO	0,74	0,87	0,79
Mo	< 0,001	0,0002	–
Na ₂ O	4,7	5,2	7,7
Nb	0,010	0,0076	0,0050
Nd	0,028	0,044	0,016
NiO	0,037	0,041	0,036
P ₂ O ₅	0,76	0,22	0,66
Pb	0,024	0,018	0,014
Pr	< 0,01	0,0087	–
S	0,83	1,14	0,51
Sc	0,010	0,0003	0,0082
SiO ₂	13,5	12,4	12,3
Sm	0,005	0,0075	–
Sn	< 0,05	0,0013	–
Sr	0,15	0,15	0,14
Tb	< 0,001	–	–
Th	< 0,10	0,0065	< 0,001
TiO ₂	4,3	4,7	4,6
Tm	< 0,001	–	–
U	< 0,10	0,0022	< 0,001
V	0,047	0,088	0,055
W	< 0,01	< 0,001	–
Y	0,023	0,021	0,023
Yb	0,002	0,0007	–
Zn	< 0,05	0,024	0,014
Zr	0,081	0,099	0,094

сионного сигнала – 10 с. Измерения на спектрометре проводили не ранее, чем после 30 мин горения плазмы. Стабильность градуировки прибора и отсутствие дрейфа аналитического сигнала проверяли через каждые 30 мин работы на приборе посредством измерения калибровочных растворов. Дрейф прибора в течение трех часов работы составлял не более 1 – 2 %, в случае превышения этой величины проводилась перекалибровка спектрометра.

Поскольку в красных шламах присутствуют такие ценные элементы, как скандий, иттрий, лантан и другие РЗЭ на уровне 10^{-2} – 10^{-4} %, авторами была разработана специальная методика, включающая предварительное концентрирование данных элементов с целью повышения чувствительности их определения. Методика включает растворение 0,1 г анализируемой пробы путем последовательной обработки азотной, хлороводородной и хлорной кислотами, осаждение гидроксида железа раствором аммиака и фильтрование раствора с осадком через плотный фильтр в колбу вместимостью 50 мл. Отделение макрокомпонента – железа позволило уменьшить конечный объем анализируемого раствора пробы и, следовательно, повысить концентрацию скандия, иттрия, лантана и других РЗЭ в анализируемых растворах в 20 раз, что способствует существенному снижению нижних границ определяемых содержаний данных элементов. Полученные растворы анализировали на спектрометре iCAP 6300.

Разработанные методики были также применены для анализа образцов чугуна и шлака.

Результаты атомно-эмиссионного анализа красного шлама, чугуна и шлака, а также результаты гравиметрического определения Si представлены в табл. 3 – 5. Правильность полученных результатов проверяли методом варьирования навесок, введения добавок и сопоставлением с результатами, полученными методом рентгенофлуоресцентного анализа, проведенного в аналитических лабораториях Всероссийского научно-исследовательского института минерального сырья (ВИМС) и «Термо Техно». Из табл. 3, 4 видно, что большинство результатов, полученных разными методами, имеют удовлетворительное совпадение. Однако в ряде случаев наблюдаются существенные расхождения результатов рентгенофлуоресцентного анализа как между собой, так и с результатами АЭС-ИСП, например результаты определения Al₂O₃, Ce, Co, Cr, Fe₂O₃, MgO, Na₂O, P₂O₅. Это можно объяснить отсутствием адекватных стандартных образцов красного шлама и шлака, которые требуются для получения точных результатов при использовании рентгенофлуоресцентного метода анализа. В то же время, АЭС-ИСП не требует наличия адекватных стандартных образцов, так как калибровка спектрометра проводится по растворам сравнения, имитирующим химический состав растворов анализируемых проб. Таким образом, исследования показали преимущества применения АЭС-ИСП при анализе та-

Таблица 4

Результаты анализа шлака

Определяемый компонент	Содержание определяемых компонентов в шлаке, % (по массе)	
	МИСиС	«Термо Техно»
Al ₂ O ₃	27,4	31,1
As	< 0,01	< 0,01
B	0,027	–
Ba	0,045	–
C	0,21	–
CaO	16,0	20,4
Co	< 0,005	< 0,005
Cr	0,020	0,0073
CuO	0,0071	0,0025
Fe ₂ O ₃	3,0	1,3
K ₂ O	0,42	–
La	0,070	–
MgO	1,6	2,2
MnO	1,4	1,3
Na ₂ O	8,4	8,8
Nb	0,017	0,0093
NiO	< 0,01	0,0037
P ₂ O ₅	< 0,01	< 0,01
Pb	< 0,01	< 0,01
S	1,62	0,98
Sc	0,022	0,018
SiO ₂	24,1	23,5
TiO ₂	8,1	9,1
Th	< 0,1	0,015
U	< 0,1	0,0036
V	0,050	0,053
W	< 0,01	< 0,005
Y	0,055	0,043
Zn	< 0,05	< 0,05
Zr	0,23	0,17

ких сложных аналитических объектов, какими являются красные шламы и шлаки. Погрешность результатов анализа составляет 2 – 3 % отн. для макрокомпонентов и 10 – 30 % отн. для примесных элементов.

Определение С и S в красном шламе и шлаке проводили инфракрасно-абсорбционным методом в указанных выше условиях. Погрешность результатов анализа составляет 5 – 10 % отн. Анализ чугуна на содержание С и S проводили по ГОСТ 22536.1-88 и ГОСТ 22536.2-87. Результаты определения С и S представлены в табл. 3 – 5.

Таким образом, в результате проведенных исследований разработан комплекс методик количественного химического анализа красного шлама, чугуна и шлака,

Таблица 5

Результаты анализа чугуна

Определяемый компонент	Содержание определяемых компонентов в чугуне, % (по массе)
Al	0,049
As	0,033
B	0,0011
Ba	0,0071
C	4,23
Ca	0,11
Co	0,032
Cr	0,038
Cu	0,046
Fe	основа
K	< 0,01
La	< 0,005
Mg	0,015
Mn	0,22
Na	0,032
Nb	< 0,005
Ni	0,10
P	0,58
Pb	< 0,01
S	0,42
Sc	< 0,001
Si	0,094
Ti	0,031
V	0,042
Y	< 0,001
Zn	< 0,01
Zr	< 0,001

позволяющий контролировать технологический процесс переработки красного шлама, что способствует более эффективному использованию отходов производства глинозема.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Panov A., Klimentenok G., Podgorodetskiy G., Gorbunov V. // The minerals, metals & materials society, 2012. P. 93 – 98.
2. Пупышев А.А., Данилова Д.А. // Аналитика и контроль. 2007. Т. 11. № 2 – 3. С. 131 – 181.
3. Томпсон М., Уолш Д.Н. Руководство по спектрометрическому анализу с индуктивно-связанной плазмой. – М.: Недра, 1988. – 288с.

© 2013 г. И.В. Глинская, В.Б. Горбунов,
Г.С. Подгорецкий, А.Э. Теселкина
Поступила 25 июня 2013 г.

УДК 669.14.018.8:669.112.227.1

О.К. Токовой¹, Д.В. Шабуров²

¹ Южно-Уральский государственный университет

² ОАО «Челябинский металлургический комбинат»

К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТА «КОРЖ» В НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ И МЕРАХ ПО ЕГО УМЕНЬШЕНИЮ. СООБЩЕНИЕ 2

Аннотация. Выполнены расчеты массы нитридов титана, образующихся в аустенитной стали в интервале концентраций титана 0,1 – 0,7 % и при охлаждении металла от 1525 до 1456 °С. Показано, что 61 – 63 % общей массы нитридов титана выделяется в промежуточном ковше и 37 – 39 % – в кристаллизаторе, образуя грубые дефекты в виде «коржей». Снижение температуры аустенитной стали в промежуточном ковше на 10 °С позволяет перераспределить массу выделяющихся из стали нитридов титана и уменьшить массу «коржей» в кристаллизаторе на 14 – 15 %.

Ключевые слова: аустенитная нержавеющая сталь, непрерывная разливка стали, нитриды титана, промежуточный ковш, кристаллизатор, «коржи».

ON THE MECHANISM OF FORMATION OF «CAKE» DEFECT IN CONTINUOUSLY CAST AUSTENITIC STAINLESS STEEL AND MEASURES TO REDUCE ITS. REPORT 2

Abstract. The calculations of the mass of titanium nitride formed in the austenitic steel in the range of concentrations of titanium 0,1 – 0,7 % and the metal from 1525 to 1456 °C. It is shown that 61 – 63 % of the total weight of titanium nitride is formed in the tundish ladle and a 37 – 39 % – in the mold to form coarse defects such as “cakes”. Lowering the temperature of austenitic steel in the tundish ladle by 10 °C can redistribute the mass of titanium nitride released in steel downsize “cakes” in the mold by 14 – 15 %.

Keywords: austenitic stainless steel, continuous casted steel, titanium nitride, the tundish ladle, crystallizer, “cakes”.

В процессе непрерывной разливки аустенитной нержавеющей стали X18H10T в кристаллизаторе образуется конгломерат металла и шлака, который является основным дефектом листа из этого металла. В работе [1] выполнено электронномикроскопическое исследование этого образования, формирующего дефект, который принято называть «корж». Ниже на основании этого исследования и выполненных расчетов предложен механизм образования этого дефекта и меры по его уменьшению.

Известно [2], что азот в металле находится как в растворенном виде (раствор внедрения), так и в связанном – в виде соединений азота (оксидов, нитридов или

карбонитридов). При раскислении аустенитной нержавеющей стали X18H10T после введения в металл титана последний связывает избыточный азот в неметаллическую фазу (нитриды или карбонитриды), которые в значительной степени удаляются из жидкой стали во время продувки инертным газом в сталеразливочном ковше. В жидкой стали остается заданное содержание растворенного титана и равновесное с ним содержание растворенного азота.

В табл. 1 приведены рассчитанные по данным работы [3] равновесные содержания азота в жидкой стали с растворенным титаном при разных температурах

Таблица 1

Равновесное с титаном содержание азота в нержавеющей стали

Ti, % (по массе)	Температура металла, °С			
	1525	1490	1480	1456
0,7	0,00542	0,00359	0,00317	0,00247
0,6	0,00633	0,00418	0,00370	0,00288
0,5	0,00760	0,00502	0,00444	0,00326
0,4	0,00950	0,00627	0,00555	0,00433
0,3	0,01267	0,00837	0,00740	0,00577
0,2	0,01900	0,01255	0,01110	0,00865
0,1	0,03800	0,02510	0,02220	0,01730

$$[N] = K/[Ti], \quad (1)$$

где

$$\lg K = -16\,440/T + 6,194. \quad (2)$$

Коэффициент активности азота f_N рассчитывали, используя параметр взаимодействия $e_N^{Ti} = -5700/T + 2,45$ [3].

Как видно, с уменьшением температуры при одном и том же содержании титана в металле, его равновесное содержание с азотом уменьшается. Это значит, что при охлаждении стали избыточный азот будет связываться в нитриды титана, которые затем в жидкой стали образуют неметаллическую фазу, а при скоплении – крупные включения типа «коржей».

Используя данные табл. 2 [4] и полагая, что температура ликвидуса стали с 0,03 % углерода составляет 1536 °С, рассчитали температуру затвердевания нержавеющей стали, °С следующего состава, % (по массе): 0,03 С; 18 Cr; 10 Ni; 1,5 Mn; 0,5 Si:

$$1536 - (1,5 \cdot 18 + 4 \cdot 10 + 5 \cdot 1,5 + 12 \cdot 0,5) = 1456.$$

Таблица 2

**Понижение температуры затвердевания
чистого железа при добавке
некоторых элементов**

Элемент	Понижение температуры затвердевания стали при содержании 1 % элемента, град	Содержание отдельных элементов в металле, % (по массе)
Хром	1,5	0 – 18
Никель	4,0	0 – 10
Марганец	5,0	0 – 1,5
Кремний	12	0 – 3

Задавшись температурой металла в сталеразливочном ковше (1525 °С), в промежуточном ковше (1490 °С) и температурой кристаллизации аустенитной стали (1456 °С) вычислили массу нитридов титана, образующихся при охлаждении стали в промежуточном ковше и кристаллизаторе.

Исходя из атомных масс нитрида титана (62 а.е.м) и азота (14 а.е.м), определили, что на 1 кг азота в металле образуется 62 кг · 1 кг/14 кг = 4,4 кг нитридов титана. Если известно количество азота, переходящего в нитриды титана, то для 1 т стали (1000 кг) масса образующихся нитридов титана, кг:

$$M_{TiN} = 1000 \text{ кг} \cdot \Delta N, \% / 100 \, \%.$$

Результаты расчетов сведены в табл. 3.

При легировании металла титаном независимо от исходного содержания азота в металле остается равновесное с этой концентрацией титана содержание растворенного азота. Остальной азот взаимодействует с титаном и образует в сталеразливочном и промежуточном ковшах неметаллическую фазу, которая частично удаляется из жидкой стали при обработке газообразным аргоном, а частично остается в металле и поступает на следующий этап обработки. В дальнейшем предметом анализа будет оставшийся в металле растворенный азот, равновесный с титаном.

Как видно из табл. 1, при охлаждении растворимость азота уменьшается и при охлаждении от 1525 °С до температуры ликвидуса аустенитной стали (~1456 °С) в металле образуется в зависимости от концентрации титана от 0,0277 до 0,1892 кг нитридов титана на 1 т стали (см. табл. 3). При всплывании нитриды титана обрастают шлаком и металлом, при этом масса всплывающих «коржей» значительно больше,

Таблица 3

Результаты расчетов на 1000 кг стали

Ti, % (по массе)	$\Delta t=1525-1456\text{ }^{\circ}\text{C}$			$\Delta t=1490-1456\text{ }^{\circ}\text{C}$			$\Delta t=1480-1456\text{ }^{\circ}\text{C}$			Остается TiN в проме- жуточном ковше		Выделя- ется TiN в крис- талли- заторе, %	Уменьшение TiN в	
	ΔN , % (по массе)	Масса в 1000 кг стали		ΔN , % (по массе)	Масса в 1000 кг стали		ΔN , % (по массе)	Масса в 1000 кг стали					кристалли- заторе при охлаждении металла на 10 $^{\circ}\text{C}$	
		азота, 10 ⁴ кг	TiN, 10 ⁴ кг		азота, 10 ⁴ кг	TiN, 10 ⁴ кг		азота, 10 ⁴ кг	TiN, 10 ⁴ кг	10 ⁴ кг	%		10 ⁴ кг	%
0,7	0,00295	295	1298	0,00112	112	493	0,00070	70	308	805	62,0	38,0	185	14,3
0,6	0,00345	345	1518	0,00130	130	572	0,00082	82	361	946	62,3	37,3	211	13,9
0,5	0,00414	414	1822	0,00156	156	686	0,00098	98	431	1136	62,3	37,3	255	14,0
0,4	0,00517	517	2275	0,00194	194	854	0,00122	122	537	1421	62,5	37,5	317	13,9
0,3	0,00690	690	3036	0,00260	260	1144	0,00163	163	717	1892	62,3	37,3	427	14,1
0,2	0,01035	1035	4554	0,00390	390	1716	0,00245	245	1078	2838	62,3	37,3	638	14,0
0,1	0,02070	2070	9108	0,00780	780	3476	0,00490	490	2156	5632	61,8	38,2	1320	14,5

но она должна быть пропорциональна массе нитридов титана. Поскольку добавленная масса неизвестна, то в дальнейшем для анализа будет использована масса образующихся в стали нитридов титана, которая пропорциональна массе «коржей».

Если принять, что температура металла в промежуточном ковше равна 1490 °С, то в промежуточном ковше при охлаждении стали от 1525 до 1490 °С выделяется 61 – 63 % нитридов титана (см. табл. 3), при этом большая часть выделившихся в промежуточном ковше неметаллических включений удаляется из металла при перемешивании и продувке аргоном. Остальное количество нитридов титана (37 – 39 %) выделяется в кристаллизаторе при охлаждении стали от 1490 до 1456 °С (температуры кристаллизации). Это связано с ликвацией и расслоением металла на фронте кристаллизации [5]. Остающиеся в кристаллизаторе нитриды титана захватываются кристаллизующимся металлом и остаются в слябе, образуя поверхностные дефекты в виде «коржей».

Отсюда следует, что процесс образования и выделения в кристаллизаторе «коржей» является естественным следствием уменьшения растворимости азота и связывания его титаном в нитриды. Это является спецификой данного металла, преодолеть которую невозможно, но есть возможность перераспределить выделяющиеся нитриды титана, снизив степень заporоченности металла «коржами».

Расчеты показывают (см. табл. 3), что для того, чтобы уменьшить массу TiN в кристаллизаторе, необходимо уменьшить перепад температур между температурой стали в промежуточном ковше и температурой ее кристаллизации. Согласно расчету, при снижении температуры в промежуточном ковше на 10 °С, масса TiN, выделяющаяся в кристаллизаторе, уменьшается на 23 – 26 %, так же как при разливке металла с температурой на 10 °С выше оптимума масса «коржей» увеличивается на эту же величину.

Важно подчеркнуть, что при этом общая масса выделившихся из металла нитридов титана остается прежней, но происходит перераспределение массы нитридов титана, выделившихся в промежуточном ковше (которые удаляются из металла и не оказывают влияние на заporоченность металла) и в кристаллизаторе (часть которых загрязняет готовый металл).

Таким образом, механизм образования дефекта «корж» в аустенитной нержавеющей стали 08-12X18H10T представляется следующим. В жидком металле после ввода титана образуются скопления мелких включений (рис. 1) нитридов титана (рис. 2), которые частично остаются в металле, располагаясь в виде строчек (рис. 3) из нитридов титана в холоднокатаном листе нержавеющей стали и, частично укрупняясь, удаляются в шлак сталеразливочного и промежуточного ковшей, а частично выделяются в кристаллизаторе, образуя с шлакообразующими смесями крупные «кор-

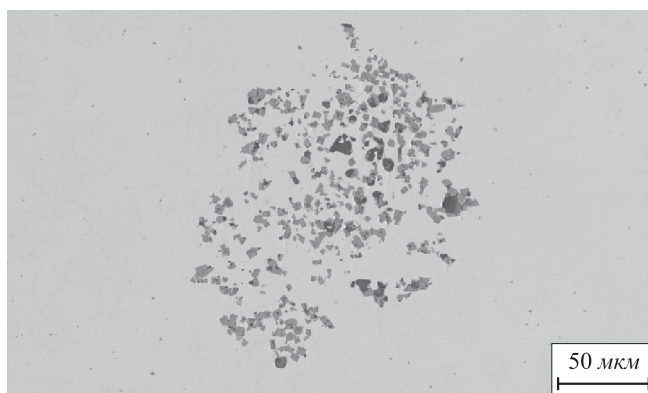
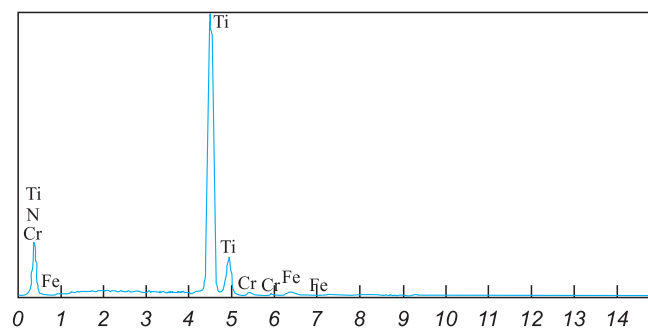
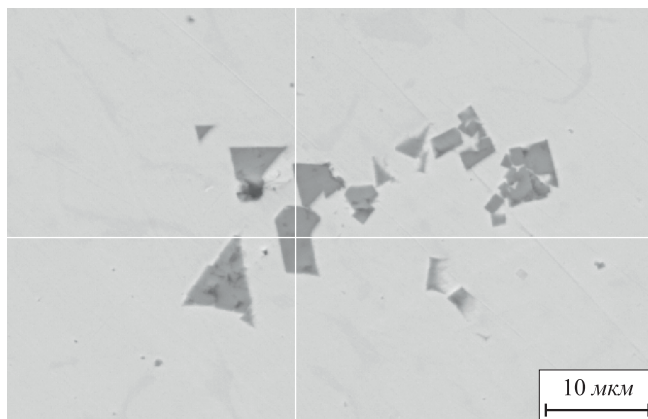


Рис. 1. Скопление мелких включений в литой пробе нержавеющей стали



Элемент, % (по массе)			
N	Ti	Cr	Fe
21,70	76,25	0,83	1,23

Рис. 2. Мелкие нитриды титана в литой пробе нержавеющей стали

жи». Находящиеся в жидкой стали кристаллы корунда или шпинели ($MgO \cdot Al_2O_3$) могут интенсифицировать этот процесс, являясь подложками (зародышами) при образовании кристаллов нитридов титана (см. рис. 3). Впоследствии эти «коржи» при деформации слябов раскатываются, образуя дефекты поверхности листа.

На рис. 4 представлен общий вид такого дефекта на поверхности нержавеющей листа толщиной 2,0 мм. Толщина раскатанной корочки составляет 70 – 108 мкм при ширине до 2,41 мм. Корочка состоит преимущественно из нитридов титана (рис. 5) и представляет собой раскатанный «корж», образовавшийся в кристаллизаторе.

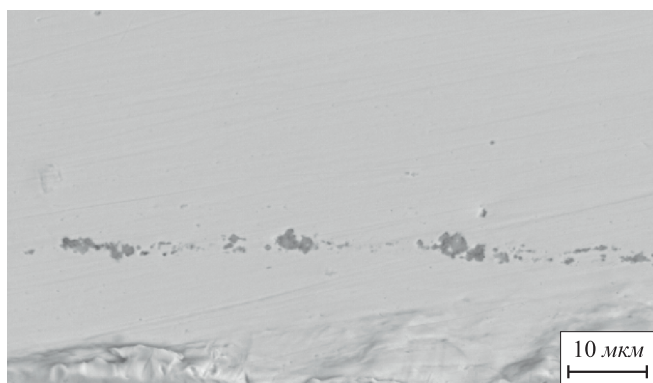


Рис. 3. Строчечные неметаллические включения в холоднокатаном листе нержавеющей стали толщиной 2,0 мм

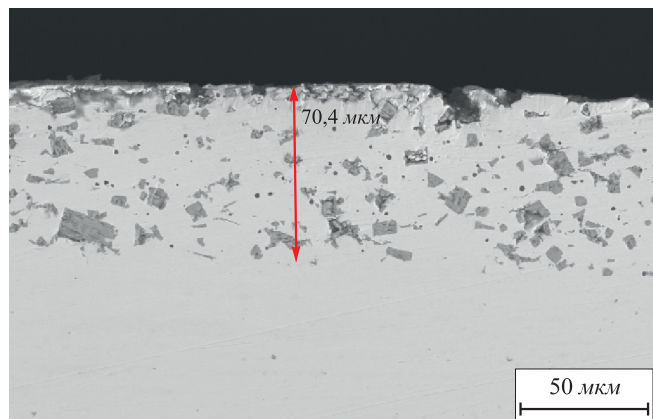
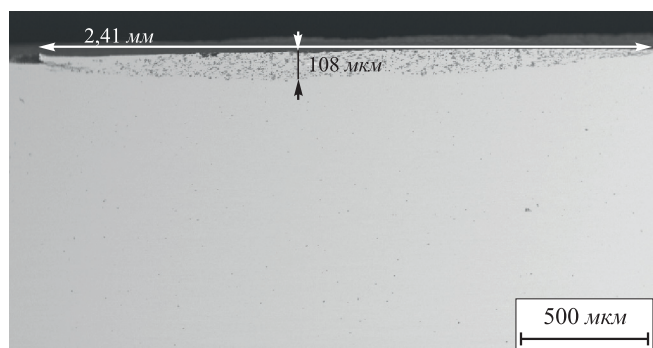


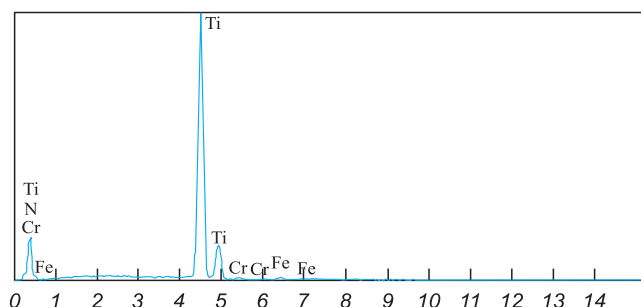
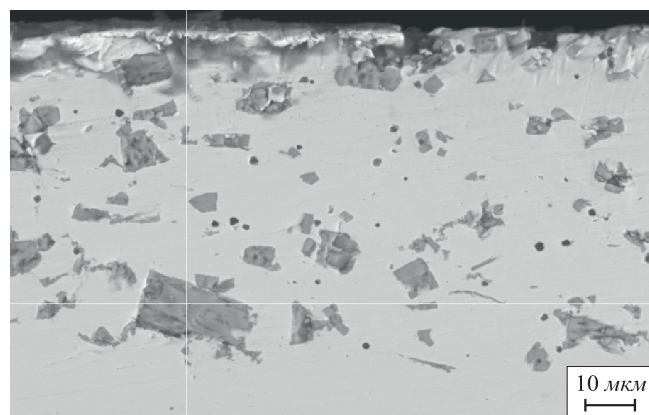
Рис. 4. Раскатанная корочка на поверхности холоднокатаного листа нержавеющей стали

ре при разливке металла на машине непрерывного литья заготовок.

Следует учесть, что предложенный механизм не учитывает окисление титана, а только взаимодействие его с азотом, в предположении хорошей изоляции металлопроводки и отсутствия окисления струи металла при разливке.

Выводы. Выполнены расчеты массы нитридов титана, образующихся в интервале концентраций титана в аустенитной стали 0,1 – 0,7 % и при охлаждении от 1525 до 1456 °С.

Показано, что 61 – 33 % общей массы нитридов титана выделяется в промежуточном ковше и 37 – 39 % – в кристаллизаторе, образуя «коржи».



Элемент, % (по массе)			
N	Ti	Cr	Fe
19,62	78,73	0,66	0,98

Рис. 5. Включения нитридов титана в раскатанной корочке на поверхности холоднокатаного листа нержавеющей стали

Расчеты показали, что при фиксированном содержании титана снижение температуры аустенитной стали в промежуточном ковше на 10 °С позволяет перераспределить массу нитридов титана и уменьшить массу «коржей» в кристаллизаторе на 23 – 26 %.

Процесс образования и выделения в кристаллизаторе «коржей» является естественным следствием уменьшения растворимости азота и связывания его титаном в нитриды. Это является спецификой данного металла, преодолеть которую невозможно, поэтому слэбы и лист из такой стали требуют зачистки поверхности от оставшихся в металле «коржей», образующих поверхностные дефекты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Токовой О.К., Шабуров Д.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 7 С. 19 – 22.
2. Линчевский Б.В. Термодинамика и кинетика взаимодействия газов с жидкими металлами – М.: Металлургия, 1986. – 222 с.
3. Evans D., Pelke R.D. // Trans. AIME. 1964. Vol. 230. P. 1657 – 1662.
4. Металлургия стали. /В.И. Явойский и др. – М.: Металлургия, 1973. – 816 с.
5. Евтеев Д.П., Колыбалов И.Н. Непрерывное литье стали. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.

УДК 669.017.3: 669.018.28

А.Г. Тягунов¹, Е.Е. Барышев¹, Г.В. Тягунов¹, В.Б. Михайлов²

¹Уральский федеральный университет
²ОАО «Златоустовский металлургический завод»

ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ЭП220 И ЭП929 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА

Аннотация. На основании исследований образцов сплавов ЭП220 и ЭП929 в жидком и твердом состояниях определены и обоснованы параметры высокотемпературной обработки расплава (ВТОР) в процессе выплавки. Структура жидких сплавов при нагреве до определенных температур становится более равновесной. В процессе кристаллизации такого расплава формируется литой металл, характеризующийся более мелкой зеренной структурой, повышенной степенью дисперсности дендритов, большей плотностью и микротвердостью матрицы. Реализация режимов ВТОР в промышленных условиях позволяет улучшать пластичность, повысить длительную прочность и увеличить выход годного. В предлагаемой технологии использованы не все резервы, заложенные в структуре сплава, прошедшего высокотемпературную обработку в жидком состоянии. Дополнительный эффект может быть достигнут увеличением продолжительности выдержки расплава при $t_{\text{нагр}} = 1650^\circ\text{C}$, оптимизацией режимов вакуумного дугового нагрева, технологий деформирования и термообработки с учетом структурных изменений твердого металла опытной технологии.

Ключевые слова: расплав, физические свойства, структурные превращения, высокотемпературная обработка расплав, кристаллизация, литой металл, зеренная структура, механические свойства.

EFFICIENT TECHNOLOGY OF SUPERALLOYS EP220 AND EP929 PRODUCTION USING HIGH-TEMPERATURE MELT PREPARING

Abstract. Based on studies of samples EP220 and EP929 alloys in liquid and solid states the parameters of high temperature melt preparing are defined and justified. Structure of liquid alloys when heated to a certain temperature becomes more equilibrium. During the crystallization process of melt is formed cast metal, characterized by small grain structure, high degree of dispersion of the dendrites, higher density and hardness of the matrix. Implementation of the high temperature melt preparing regimes in industry leads to improve ductility, increase hot strength and quality. Proposed technology does not used all opportunities laid down in the structure of the alloy after high temperature melt preparing. An additional effect can be achieved by increasing the melt holding, optimization of vacuum arc remelting, deformation and heat treatment technology, taking into account the structural changes of the hard metal.

Keywords: melt, physical properties, structural transformations, high temperature melt preparing, crystallization, cast metal, grain structure, mechanical properties.

Одним из известных технологических приемов повышения качественных показателей жаропрочных сплавов является высокотемпературная обработка расплава (ВТОР) в процессе выплавки или переплава [1 – 3]. Определенный интерес такая технология представляет при производстве заготовок под последующие стадии передела, в частности, при изготовлении электродов для вакуумного дугового переплава (ВДП).

Сплавы ЭП220 и ЭП929 выплавляют, как правило, в однотонных индукционных печах в тиглях из плавящего магнетита. Максимальная температура нагрева не превышает 1600°C . В составе шихты используется до 40 % отходов собственного производства и легирующие композиции. Металл разливают через промежуточный ковш на машинах полунепрерывного литья заготовок. Каждый слиток разрезают на пять равных частей – электродов для последующего ВДП. Качество контролируют в готовом сорте после соответствующих переделов и термообработки.

Сплавы ЭП220 и ЭП922 относятся к группе труднодеформируемых предельно легированных композиций (табл. 1) с уровнем легированности, превышающим 40 % (табл. 2, коэффициент K_1). Поэтому дальнейшее повышение их свойств за счет дополнительного легирования практически невозможно, поскольку это может привести к потере способности металла к деформации.

С целью определения и обоснования параметров ВТОР в процессе выплавки сплавов ЭП220 и ЭП929

ВТОР в процессе выплавки сплавов ЭП220 и ЭП929

Таблица 1

Химический состав изученных жаропрочных сплавов, % (по массе)

Сплав	Ni	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	B	Fe
ЭП929	осн.	0,07	11,0	13,3	5,0	5,5	4,0	1,8	0,02	–
ЭП220	осн.	0,08	10,5	15,0	6,6	6,0	4,4	2,5	0,02	$\leq 3,0$

Таблица 2

**Некоторые характеристические температуры и коэффициенты
для расплавов жаропрочных сплавов ЭП220 и ЭП929**

Сплав	$t_{ан}, ^\circ\text{C}$	$t_{г}, ^\circ\text{C}$	$t_{к}, ^\circ\text{C}$	$\Delta t_{ту}$	$\Delta t_{ин}$	K_1	K_2	K_3	K_4
ЭП929	1560	1660	1750	130	100	41	25	11	31,5
ЭП220	1470	1600	1650	60	130	48	31,5	12	38

провели исследования их образцов в жидком и твердом состояниях.

Температурные зависимости кинематической вязкости ν и удельного электросопротивления ρ схематично представлены на рис. 1. Приведенные результаты свидетельствуют о неравновесности расплава после плавления шихты и существовании возможности изменения его структуры путем нагрева до температур, превышающих критическую (t_k).

Наиболее информативными являются политермы электросопротивления, позволяющие проследить процесс поэтапного изменения структуры расплавов. На первом из них, в интервале температур t_L и $t_{ан}$ (см. рис. 1), величина ρ незначительно возрастает, что связано с увеличением рассеяния электронов проводимости с повышением температуры на тепловых колебаниях атомов (фононное рассеяние). В определенной степени этот температурный интервал характеризует термическую устойчивость первичной структуры расплава, сформировавшейся после плавления шихтовых материалов, т.е. $\Delta t_{ту} = t_{ан} - t_L$.

Величина $\Delta t_{ту}$, по видимому, зависит от различных технологических факторов, в частности, и от химического состава. Исходя из данных (табл. 2 и рис. 2), отметим увеличение температурного интервала термической устойчивости структуры расплава после плавления с понижением коэффициента легированности сплава K_1 (сумма всех легирующих элементов), коэффициента K_2

(сумма элементов, упрочняющих твердый раствор) и коэффициента K_4 (сумма карбидообразующих элементов). Величины коэффициента K_3 , отражающего формирование упрочняющей γ' -фазы в изучаемых сплавах близки, и поэтому его влияние на $\Delta t_{ту}$ не прослеживается.

В интервале температур $t_{ан}$ и t_g наблюдается интенсивная перестройка структуры жидкого металла, связанная с ее переходом в более равновесное состояние, сопровождающаяся усилением межатомного взаимодействия и, как следствие, увеличением электросопротивления. Величина температуры гистерезиса t_g , также как и $t_{ан}$, повышается с уменьшением значений K_1 , K_2 и K_3 , но при этом температурный интервал интенсивной структурной перестройки расплава $\Delta t_{ин} = t_g - t_{ан}$ сокращается.

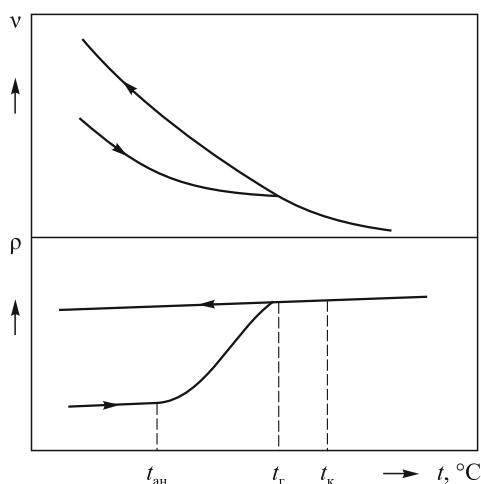


Рис. 1. Схема политерм кинематической вязкости (ν), удельного электросопротивления (ρ) и расположения характерных температур жаропрочных сплавов

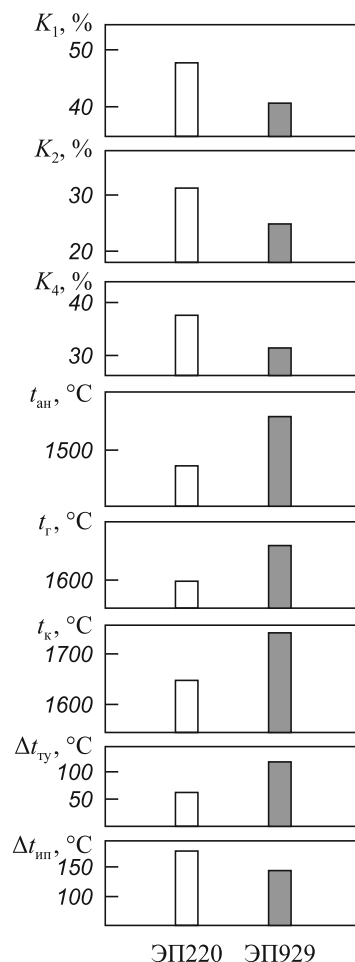


Рис. 2. Некоторые характеристические температуры и коэффициенты для расплавов жаропрочных сплавов ЭП220 и ЭП929

В температурном интервале $\Delta t_{\text{ин}}$ еще сохраняется возможность частичного восстановления фрагментов первичной структуры при охлаждении жидкого металла и только нагрев сплава до $t_{\text{нагр}} > t_k$ завершает формирование равновесной структуры. Величина критической температуры также определяется уровнем коэффициентов K_1 , K_2 и K_3 и с их уменьшением t_k возрастает (см. рис. 2). Вывод о важной роли нагрева расплава до или выше критической температуры подтверждается результатами рентгеноструктурных исследований.

Совокупность полученных экспериментальных данных свидетельствует о том, что при 1500 °С исходное состояние расплава является микронеоднородным. Поэтому второй максимум интенсивности рассеяния рентгеновского излучения, характеризующий наличие тонкой структуры, имеет вид триплета. Обнаруженные субпики являются рефлексам от разных структурных составляющих расплава. Часовая выдержка жидкого металла при температуре 1500 °С не привела к изменению структурного фактора. Только нагрев до 1700 °С с последующим охлаждением до 1500 °С сопровождается изменением в структуре расплава. Тонкая структура второго максимума исчезает, его форма становится гладкой, что и соответствует более однородному и равновесному строению жидкого металла.

Влияние состояния расплава перед затвердеванием на структуру литого металла исследовали на образцах лабораторных плавов, выплавленных по следующему режиму:

– нагрев образцов сплавов марочного состава до определенных температур ($t_{\text{нагр}}$);

– выдержка при $t_{\text{нагр}}$ продолжительностью 10 или 20 мин;

– охлаждение до 1570 °С со скоростью 10 °С/мин;

– выдержка при 1570 °С в течение 10 мин;

– охлаждение до 1250 °С со скоростью 20 °С/мин;

– выключение печи.

Всего выполнено 18 плавов по шести вариантам, режимы которых приведены в табл. 3.

Анализируя данные табл. 3, прежде всего отметим влияние состояния расплава на угол смачиваемости им стенок тигля: чем больше величина этого параметра, тем выше вероятность образования поверхностных дефектов слитка.

Изменения угла смачиваемости, формы усадочной раковины и характера расположения усадочных дефектов в теле слитка свидетельствуют о большей предпочтительности макроструктуры металла, выплавленного с нагревом расплава до 1660 °С.

Нагрев расплава выше t_k приводит к изменению микроструктуры. Так, например, в образцах варианта 1 и 2 выявлены крупные, хаотично расположенные дендриты (рис. 3, а). Повышение температуры нагрева расплава до 1660 °С в варианте плавки 3 (см. табл. 3) способствует увеличению степени их дисперсности, но крупнозернистое строение сохраняется (рис. 3, б). Наиболее существенные различия наблюдаются между образцами 2 и 6. Выплавка с нагревом расплава до 1660 °С и выдержка его при этой температуре около 20 мин приводит не только к измельчению дендритной структуры литого металла, но и создает условия для их

Таблица 3

Режимы модельных плавов и результаты исследований микроструктуры образцов сплава ЭП220

Показатель	Варианты плавов					
	1	2	3	4	5	6
Температура нагрева, $t_{\text{нагр}}$, °С	1600	1600	1660	1700	1750	1660
Продолжительность выдержки при $t_{\text{нагр}}$, мин	10	10	10	10	10	20
Угол смачиваемости расплавом стенок тигля, град	115	111	81	103	98	87
Расстояние между осями второго порядка, d_{II} , мкм	77,7	75,6	61,0	66,3	58,5	59,6
Микротвердость матрицы, μ , МПа	4200	4260	4890	4470	4640	5280

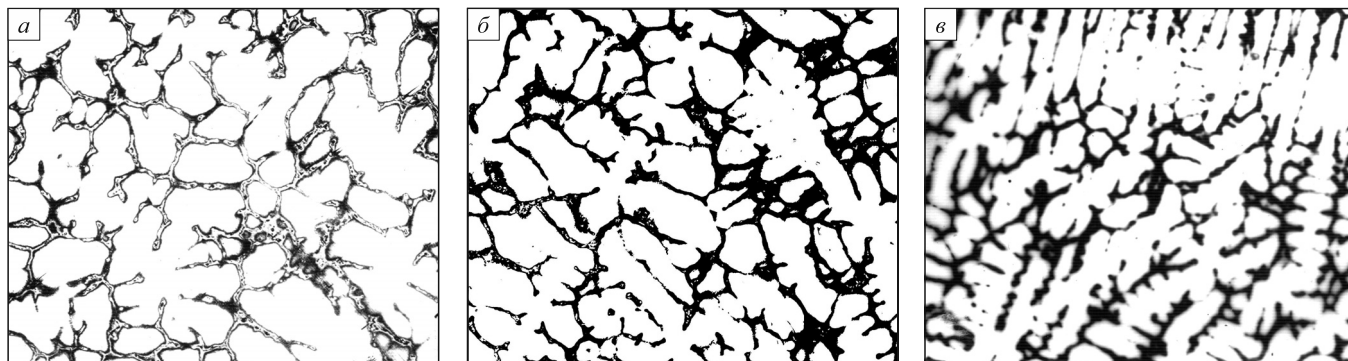


Рис. 3. Структура модельных образцов сплава ЭП220, выплавленного по режимам 1 (а), 4 (б), 6 (в) (см. табл. 3)

Результаты исследований свойств сплава ЭП220

Вариант выплавки	Механические свойства при 950 °С			Долговечность при 900 °С и нагрузке 280 МПа, ч	Микротвердость матрицы, МПа	Плотность, кг/м ³
	σ_B , МПа	δ , %	φ , %			
Опытный	578	18,1	19	90	5450	8397
Серийный	573	13,6	10	76	5110	8364
Требования технических условий	492	6	9	50	–	–

строгой ориентации в направлении осей *I* и *II* порядков (рис. 3, в).

Образцы шестого варианта выплавки обладают наибольшей микротвердостью (см. табл. 3), уровень которой возрос на 23 %. По аналогии с другими жаропрочными сплавами, по видимому, можно сделать вывод о том, что существенный рост микротвердости матрицы достигнут за счет увеличения в ней количества и дисперсности вторичной γ' -фазы.

Таким образом, результаты исследований свидетельствуют об интенсивном переходе структуры расплава в равновесное состояние при нагреве до критической температуры. Это приводит к существенным изменениям структуры и свойств литого металла. Эффект высокотемпературного нагрева (~1660 °С) усиливается при увеличении продолжительности выдержки расплава до 20 мин. Дальнейшее увеличение температуры нагрева сплава не приводит к заметным изменениям структуры и свойств литого металла.

Используя полученные экспериментальные данные, были разработаны режимы опытной технологии выплавки сплавов в промышленной индукционной печи. После расплавления обычных шихтовых материалов температуру расплава повышали до 1650 – 1660 °С и выдерживали при этой температуре в течение 10 мин. Затем за 5 – 10 мин охлаждали жидкий металл до 1550 °С. После присадки ферробора и никельмагниевого лигатуры расплав нагревали перед выпуском до 1570 – 1590 °С. Все последующие операции, включая выпуск, разливку, обработку слитков, вакуумно-дуговой переплав, деформационный передел сплава и термообработку, осуществляли по существующей технологии.

Контроль качества металла проводили в литом состоянии и после передела. Размер и расположение усадочных дефектов позволили снизить обрезь слитков на 30 см. Поверхностные дефекты (завороты корки, рванины и раковины) на опытном металле исключительно редки и распространены на глубине не более 3 мм. Хорошее качество поверхности слитков обусловило повышение выхода годного литого металла для последующего передела на 4 %.

После проката в сорт опытный металл полностью соответствовал требованиям технических условий. При этом временное сопротивление разрыву σ_B , характеристики пластичности (δ и φ), время до разрушения при 900 °С и нагрузке 280 МПа, микротвердость матрицы и плотность значительно превышали средние показатели серийного металла (табл. 4). Следует также отметить высокую стабильность результатов испытаний металла разных опытных плавов по всем контролируемым характеристикам в отличие от плавок серийной технологии.

Таким образом, структура жидких жаропрочных сплавов при нагреве до определенных температур становится более равновесной. В процессе кристаллизации такого расплава формируется литой металл, характеризующийся более мелкой зеренной структурой, повышенной степенью дисперсности дендритов, большей плотностью и микротвердостью матрицы. Реализация опытных режимов ВТОР в промышленных условиях позволяет улучшать пластичность, повысить длительную прочность и увеличить выход годного.

Вместе с тем, подчеркнем, что в предлагаемой технологии использованы не все резервы, заложенные в структуре сплава, прошедшего высокотемпературную обработку в жидком состоянии. Дополнительный эффект может быть достигнут увеличением продолжительности выдержки расплава при $t_{\text{нагр}} = 1650$ °С, оптимизацией режимов ВДП, технологии деформирования и термообработки с учетом структурных изменений твердого металла опытной технологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
2. Барышев Е.Е., Тягунов А.Г., Степанова Н.Н. Влияние структуры расплава на свойства жаропрочных сплавов в твердом состоянии. – Екатеринбург: УрО РАН, 2010. – 199 с.
3. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. // Сталь. 1996. № 6. С.16 – 20.

© 2013 г. А.Г. Тягунов, Е.Е. Барышев,
Г.В. Тягунов, В.Б. Михайлов
Поступила 5 июля 2013 г.

А.М. Вохмяков¹, М.Д. Казяев¹, Д.М. Казяев²

¹ Уральский Федеральный Университет

² ООО «НПК «УралТермоКомплекс»

КАМЕРНАЯ ПЕЧЬ С РАЗДЕЛЯЮЩИМСЯ РАБОЧИМ ПРОСТРАНСТВОМ

Аннотация. Рассмотрено направление энергосбережения за счет разработки новых конструкций нагревательных и термических печей. В частности, рассмотрена конструкция камерной термической печи с разделяющимся рабочим пространством. При необходимости уменьшения объема рабочего пространства печи, в связи с малой садкой, на поду устанавливается съемная перегородка, которая разделяет рабочее пространство печи на две камеры длиной 6 и 12,6 м. Перегородка устанавливается в специальное углубление, расположенное в кладке пода и закрепляется с помощью растяжек. При необходимости обработки длинномерных изделий перегородка снимается, а образовавшаяся на поду пустота заполняется специальной вставкой. Представлены результаты испытаний новой конструкции печи в промышленных условиях, которые показали работоспособность и энергоэффективность предложенной конструкции печи.

Ключевые слова: энергосбережение, печь, термообработка, футеровка, горелка, перегородка, система автоматического регулирования.

CHAMBER FURNACE WITH DIVIDING THE WORKING SPACE

Abstract. This article discusses the direction of energy conservation through the development of new designs of heating and heat treatment furnaces. In particular, we consider the design of chamber heat treating furnace with shared working space. If necessary, reducing the volume of the working space of the furnace, due to the small cages mounted on the hearth removable partition which separates the working space of the furnace into two chambers 6 m long and 12.6 m baffle is installed in a particular recess, located in the hearth and laying a fixed by stretch marks. If you need to handle long items partition is removed, and formed on the hearth void is filled with a filler. The results of the tests of a new furnace design in industrial environments that have shown performance and energy efficiency of the proposed design of the furnace.

Keywords: energy saving, furnace, heat treatment, lining, burner, baffle, system of automatic control.

В последние годы вопросам энергосбережения в различных отраслях промышленности уделяется все большее внимание.

Применительно к печному хозяйству металлургических и машиностроительных предприятий решение вопросов энергосбережения может быть достигнуто за счет применения современных футеровочных материалов, скоростных горелок и внедрения систем автоматического управления [1]. Также повышение энергоэффективности возможно при оптимальном заполнении рабочего пространства печи обрабатываемыми изделиями, поскольку оно может заполняться разными по массе и количеству нагреваемыми изделиями.

В 2009 – 2010 гг. компанией ООО НПК «УралТермоКомплекс» спроектирована и построена камерная печь с выкатным подом площадью 62,8 м² с разделяющимся рабочим пространством, предназначенная для термообработки сварных изделий.

Футеровка боковых стен и свода печи выполнена по панельной технологии, позволяющей значительно снизить потери тепла в окружающее пространство. Панели выполнены по запатентованной ООО «НПК «УралТермоКомплекс» конструкции и футерованы керамоволокнистыми матами с 2,5 кратным уплотнением по принципу Z-схемы.

Система отопления печи состоит из 30 скоростных горелок Esomax 5M производства фирмы Kromschroder

единой тепловой мощностью 250 кВт, работающих в импульсном режиме, расположенных в два ряда по высоте на боковых стенах в шахматном порядке (рис. 1). Особенностью данной системы отопления печи является то, что она обеспечивает не только режим нагрева, но и режим охлаждения без применения дополнительных устройств.

При необходимости уменьшения объема рабочего пространства печи, в связи с малой садкой, на поду устанавливается съемная перегородка, которая разделяет рабочее пространство печи на две камеры длиной 6 и 12,6 м. Перегородка устанавливается в специальное углубление, расположенное в кладке пода и закрепляется с помощью растяжек (см. рис. 1). При необходимости обработки длинномерных изделий перегородка снимается, а образовавшаяся на поду пустота заполняется специальной вставкой.

Печь условно разделена на пять зон теплового регулирования и оборудована АСУ ТП, которая обеспечивает безопасную эксплуатацию и ведение заданного температурного режима нагрева садки.

Системой автоматического регулирования, реализованной на базе программируемого контроллера Siemens, предусмотрено управление температурами пяти виртуальных зон за счет изменения частоты включения и выключения горелок. Кроме того, предусмотрено автоматическое тестирование работы горелок, [2].

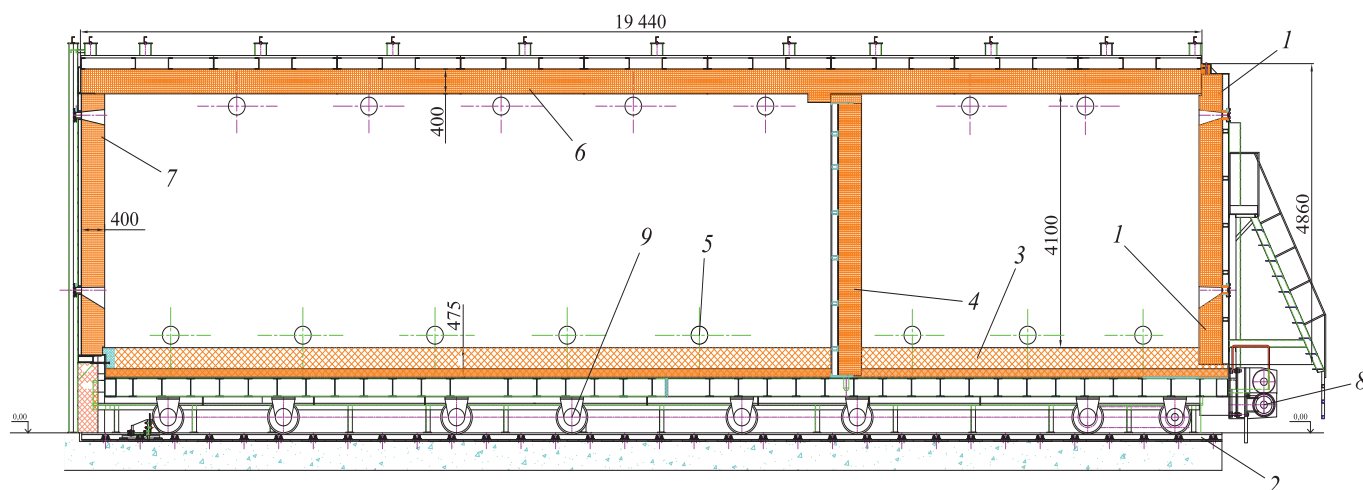


Рис. 1. Продольный разрез печи:

1 – парапет; 2 – рельсовый путь; 3 – выкатной под печи; 4 – съемная перегородка; 5 – горелка Ecomax 5M; 6 – сводовая панель; 7 – торцевая панель футеровки печи (торец); 8 – мотор-редуктор; 9 – ходовая часть пода

В систему автоматического управления также входит визуализация, которая предусматривает контроль работы сопутствующего оборудования и отображение на панели оператора технологических параметров и режимов работы печи.

Общая характеристика печи представлена в табл. 1.

При пуске печи проведены гарантийные испытания, в ходе которых также был проведен режим термообработки в одной из камер печи с целью выявления ее работоспособности при неработающей другой камере.

Перед проведением испытания установлены четыре контрольные термодпары (рис. 2), расположенные в различных точках садки.

Испытание печи проводили по следующему режиму:

- подъем температуры до $735\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $100\text{ }^{\circ}\text{C/ч}$;

- выдержка при данной температуре 3,5 ч;
- охлаждение в печи до температуры $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, дальнейшее охлаждение на открытом воздухе.

В ходе испытания производилась регистрация температуры рабочего пространства печи по стационарным термодпарам и температуры по контрольным термодпарам (рис. 3).

При проведении режима термообработки установлено:

- действительная температура в рабочем пространстве печи в конце режима $735 \pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- средняя окончательная температура $735 \pm 1,5\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Температура в рабочем пространстве неработающей части печи $35 - 40\text{ }^{\circ}\text{C}$, т.е. перегородка в рабочем пространстве печи обеспечила герметичное разделение внутреннего пространства печи на две автономные части.

Таблица 1

Общая характеристика печи

Тип печи	Камерная термическая
Размеры рабочего пространства печи, мм: длина – ширина – высота	19 000 – 4000 – 4100
Режим работы	Периодический
Масса садки (максимальная), т	95
Температура нагрева металла (максимальная), $^{\circ}\text{C}$	1120
Максимальная скорость нагрева садки, $^{\circ}\text{C/ч}$	150
Футеровочный материал	МКРВ-200
Топливо и его теплота сгорания, Q_{H}^{p} , кДж/м ³	Природный газ, 33100
Тип горелок	Рекуперативные, скоростные Ecomax 5MB695
Число горелок	30
Максимальный расход, м ³ /ч:	
газа на печь	753
воздуха на горение	6935
воздуха на эжекцию	11 790
Число зон теплового регулирования	5

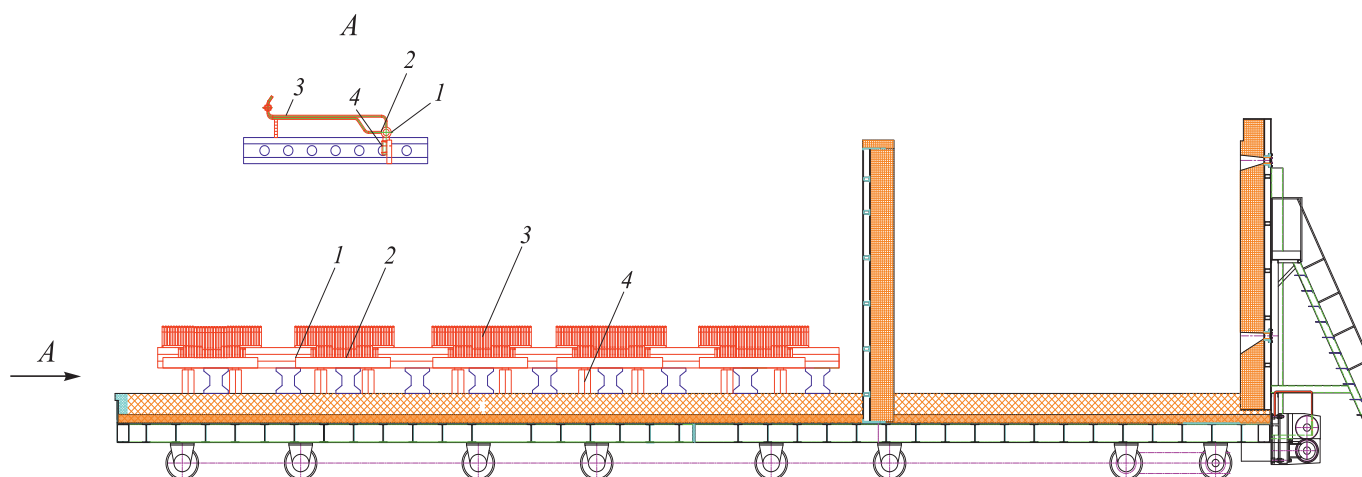


Рис. 2. Схема формирования садки и установки контрольных образцов с закладными термопарами:
1 – 4 – номера закладных термопар

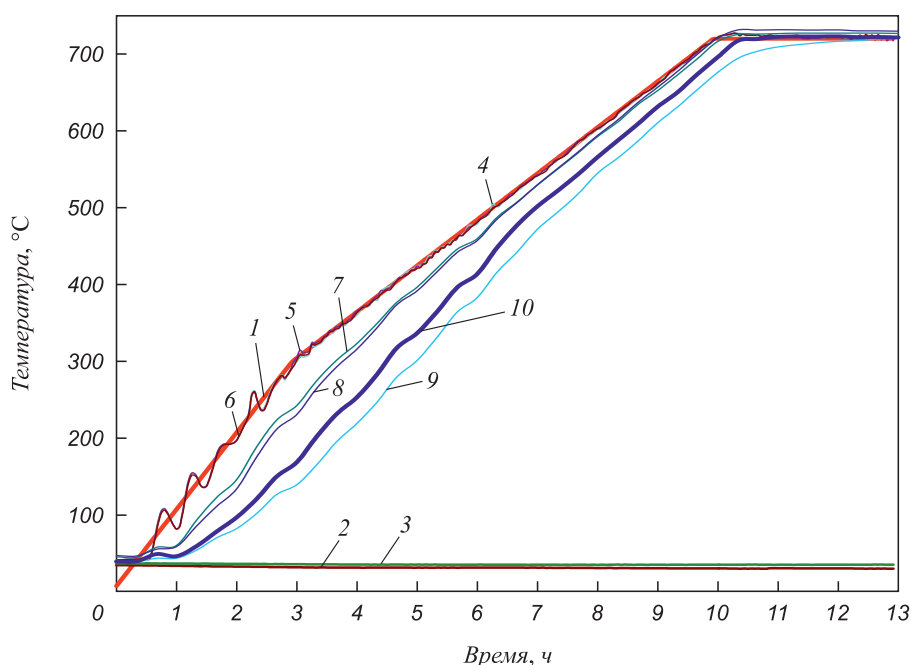


Рис. 3. Режим нагрева рабочего пространства печи и металла:
задание (1); температура зоны 1 (2), зоны 2 (3), зоны 3 (4), зоны 4 (5), зоны 5 (6);
температура металла в точке 1 (7), точке 2 (8), точке 3 (9), точке 4 (10)

Средние показатели работы печи, выявленные при проведении режимных испытаний, представлены в табл. 2.

Таким образом, в ходе проведения испытания печи с перегородкой при нагреве садки выявлено, что перепад температур по стационарным термопарам не превысил $\pm 3^\circ\text{C}$, окончательное отклонение фактической температуры нагрева металла от необходимой составило $0,9^\circ\text{C}$. Отказов в работе оборудования при проведении испытания не выявлено. Кроме того, при проведении режима термообработки на 2/3 печи температура рабочего пространства 1/3 печи не превысила 40°C , т.е. перегородка обеспечивает герметичное разделение рабочего пространства печи. Такой температурный режим (с физическим разделением рабочего пространства

печи) проведен впервые в практике эксплуатации камерных печей.

Компоновка системы отопления печи позволяет производить не только нагрев металла, но и его принудительное охлаждение с регулируемой скоростью. Данная особенность системы отопления печи может быть реализована на любом типе термической печи, что в конечном итоге позволяет сократить технологический режим (за счет исключения операции охлаждения металла вне печи до требуемой температуры) и повысить качество охлаждения металла (равномерность и регулируемая скорость охлаждения).

Автоматическая система управления тепловым режимом печи поддерживает равномерное распределение

Таблица 2

Средние показатели работы печи, выявленные при проведении режимных испытаний

Параметр	Режим			
	Проектный	I	II	III
Размеры рабочего пространства печи, мм: длина – ширина – высота	19 000 – 4000 – 4100			12 600 – 4000 – 4100
Масса, т: садки	95	24,1	9,6	2,95
приспособлений	5	28,8	28,8	24
Температура нагрева металла, °С	1150	720	720	735
Средняя скорость подъема температуры, °С/ч	150	72	72	100
Топливо и его теплота сгорания, Q_n^p , кДж/м ³	Природный газ, 33 100			
Расход газа на печь, м ³ /ч	753 (max)	143	139,5	119
Давление природного газа, кПа: перед печью	16,0	10,5 – 11,0		
перед горелками	6,5	2,64 – 3,0		
Расход воздуха, м ³ /ч: на горение	6935	1557	1367	1166
на эжекцию продуктов горения	11790	2647	2324	1982
Давление воздуха, кПа: перед печью	17,5	8,5 – 9,0		
перед горелкой	12,0	7,89 – 8,65		
Разрежение перед дымососом, кПа	3,05	1,85 – 2,0		
Удельный расход условного топлива (на всю массу нагреваемого металла), кг у т/т	64,31	37,61	50,36	51,05

температур по рабочему пространству печи, к окончанию технологической выдержки перепад температур по стационарным термопарам не превышал $\pm 1,5$ °С, а перепад температур, измеренных гибкими термопарами, не превысил ± 4 °С, что подтверждает правильность выбора мощности топливосжигающих устройств и их расположения.

Запроектированная мощность печи позволяет работать как на высокотемпературных, так и на низкотемпературных режимах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вохмяков А.М. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 12. С 56 – 59.
2. Вохмяков А.М., Казяев М.Д., Казяев Д.М. Автоматическая система управления тепловым режимом камерной термической печи с выкатным подом : Тр. VIII Всероссийской научно-практич. конф. «Системы автоматизации в образовании, науке и производстве. – Новокузнецк: СГИУ, 2011. С. 201 – 206.

© 2013 г. А.М. Вохмяков, М.Д. Казяев, Д.М. Казяев
Поступила 27 июня 2013 г.

УДК 669:620.18:539.37

А.М. Реков

Филиал Уральского федерального университета, г. Первоуральск

ФУНКЦИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ОСАДКЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ОБРАЗЦА

Аннотация. Методом делительных сеток с размерами ячеек, которые соизмеримы со средним размером зерна, определены параметры плотностей распределения деформаций и показателей напряженно-деформированного состояния зерен при осадке образца из стали 35ХНЗМФ. Построены нормированные корреляционные функции деформаций зерен.

Ключевые слова: осадка, цилиндрический образец, делительная сетка, пластическая деформация, зерно поликристалла, напряженно-деформированное состояние зерен, статистический анализ, функция распределения, корреляционная функция.

DISTRIBUTION FUNCTIONS OF PLASTIC DEFORMATIONS IN CYLINDRICAL UPSETTING SPECIMEN

Abstract. These parameters of deformation distribution density and indexes of the stress-deformed state of grains at 35ХНЗМФ metal cylindrical upsetting specimen are defined using dividing grids with cell dimensions similar to the average grain size. Standard correlation functions of grain deformation have been developed.

Keywords: upsetting, cylindrical specimen, dividing grid, the plastic deformation, polycrystalline grain, stress-deformed state of grains, statistic analysis, distribution function, correlation function.

Анизотропия свойств отдельных зерен металла, наличие границ зерен, неметаллических включений и иных дефектов структуры обуславливают неоднородность полей пластических деформации и различное напряженно-деформированное состояние зерен поликристалла [1 – 4].

Образцы для испытаний на осадку имеют форму цилиндра с высотой, равной диаметру (10×10 мм). Эксперименты проводили на прессе с максимальным усилием 500 кН. Для уменьшения трения на торцах образцов выполняли кольцевые канавки, которые перед испытаниями заполняли парафином. При этом уменьшаются силы трения между плитами прессы и торцами образца, что позволяет получать равномерную осадку по всей его высоте. Степень осадки контролировали с помощью набора колец заданной толщины. Вдоль образующей каждого образца выполняли прямоугольную площадку шириной 2 мм (рис. 1). Для этого образцы помещали в ванночку и заливали эпоксидной смолой ЭД-6. После затвердевания смолы образец притирали на чугунной плите с нанесенной на ее поверхность алмазной пастой. Процесс проводили до тех пор, пока не получали площадку требуемой ширины. Затем алмазной пастой с различной крупностью частиц от АСМ 28/20 до АСМ 3/2 осуществляли шлифовку и полировку ее поверхности. Перед каждой сменой пасты образец промывали в ацетоне для удаления остатков более крупных частиц, по сравнению с последующей фракцией пасты.

Делительную сетку, состоящую из квадратных ячеек со стороной 10 мкм (рис. 2, а), что соответствуют среднему размеру зерен стали 35ХНЗМФ, наносили

на поверхность образцов фотоспособом [1]. В процессе осадки ячейки сетки принимают различную форму: становятся прямоугольниками, параллелограммами, ромбами или иными геометрическими фигурами. Отметим, что если деформации сдвига достаточно малы, то прямые углы ячеек искажаются незначительно (рис. 2, б).

Измерения массивов делительных сеток (20×20 ячеек) проводили на металлографическом микроскопе Neofot-2 с помощью окулярного микрометра МОВ1×16 и устройства для автоматизации процесса записи координат микрообъектов [5]. Увеличение микроскопа подбирали таким образом, чтобы размер стороны ячейки составлял около 1 мм (1 мм соответствует 100 делениям лимба окулярного микрометра в пределах одного оборота его барабана). Для уменьшения величины случайной ошибки проекции длин сторон l_0 и l каждой ячейки делительной сетки на координатные оси (x, y)

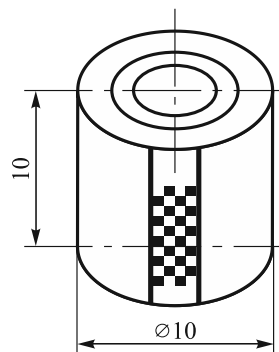


Рис. 1. Образец для испытаний

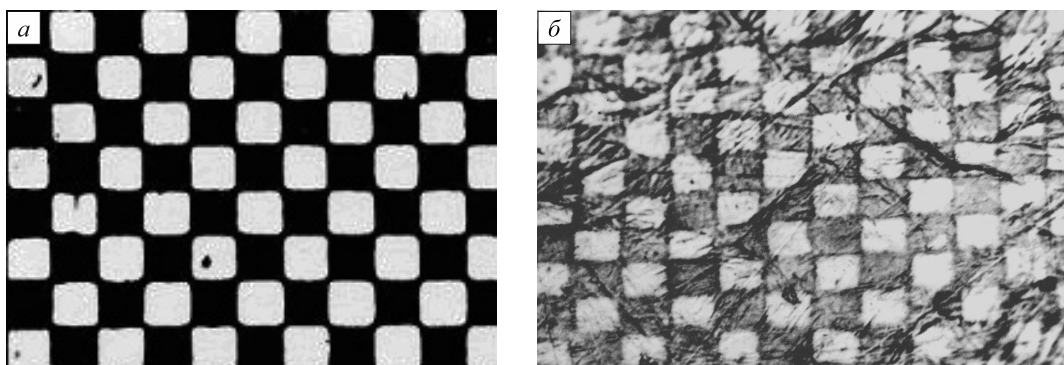


Рис. 2. Делительная сетка с размером ячеек 10 мкм:
а – до деформации; б – после деформации 14,7 %

до и после деформации измеряли несколько раз. Оптимальный результат, с точки зрения точности определения размеров ячеек, достигается при шестикратном проведении процесса измерений.

По результатам измерений рассчитывали деформации в ортогональных направлениях (вдоль оси ε_{11} и поперек оси образца ε_{22}), сдвиговые ε_{12} и главные деформации в плоскости образца $\varepsilon_{1,2}$, а также их интенсивность ε_u [1, 4]:

$$\varepsilon_u^2 = \frac{2[(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]}{9},$$

где $\varepsilon_{1,2} = \frac{1}{2}[\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} \pm \sqrt{(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + \varepsilon_{12}^2}]$ – главные деформации ($\varepsilon_1 > \varepsilon_2 > \varepsilon_3$); величину третьей главной деформации ε_3 находили из условия несжимаемости металла при пластической деформации: $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$.

Деформированное состояние отдельных зерен оценивали с помощью параметра Надаи-Лоде в микроструктуре поликристалла [4]:

$$\chi = \frac{2\varepsilon_2 - \varepsilon_1 - \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}$$

и случайных коэффициентов поперечной деформации [6]

$$\eta_{31} = \frac{\varepsilon_3}{\varepsilon_1} \text{ и } \eta_{21} = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}.$$

Величину систематической ошибки при определении длин сторон ячеек делительной сетки определяли по зависимости $\Delta l = \sqrt{\delta^2 + \Delta l_i^2}$. Величина приборной ошибки окулярного микрометра составляет $\delta = 5$ мкм, а максимальное значение случайной ошибки Δl_i оценивали с помощью $t_{1-\alpha, k}$ критерия Стьюдента (при уровне значимости $\alpha = 0,05$ с числом степеней свободы $k = 6 - 1$) с учетом дисперсии размеров ячеек, которая определяется для всего массива. По результатам расчетов получили $\Delta l = 0,0075$ мм. Затем, с учетом этого значения, по правилам теории ошибок, определяли погрешности: линейных и сдвиговых деформаций, ко-

эффициентов Надаи-Лоде и поперечной деформации. Ошибки статистики, обусловленные ограниченным объемом выборки, находили по известным в математической статистике зависимостям [7, 8].

Распределение главных деформаций

Плотности распределения главных деформаций зерен образца из стали 35ХНЗМФ приведены на рис. 3. Величина интенсивности деформаций в этом случае равна $\bar{\varepsilon}_u = 14,7\%$ (см. таблицу). Сплошные линии соответствуют нормальному распределению, а точками показаны экспериментальные значения. С помощью удвоенной функции Лапласа 2Ф выполнена оценка отклонения δ частоты m/n от постоянной вероятности в независимых испытаниях p [7, 8]:

$$P\left(\left|\frac{m}{n} - p\right| \leq \delta\right) = 2\Phi\left(\delta \sqrt{\frac{n}{p(1-p)}}\right).$$

Расчеты, проведенные для числа ячеек $n = 400$ при доверительной вероятности $p = 0,95$ показали, что величина отклонения частоты от вероятности составляет 0,021. Доверительные интервалы для экспериментальных значений плотностей распределения деформаций $\Delta = \pm \delta/(nc_i)$ показаны на рис. 3, 4. Здесь $n = 400$, c_i – цена интервала при построении графика.

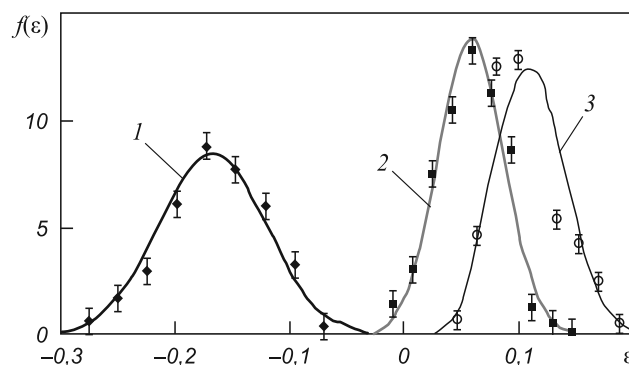


Рис. 3. Плотности распределения главных деформаций:
1 – ε_3 ; 2 – ε_2 ; 3 – ε_1

Параметры интенсивности главных деформаций при осадке образца из стали 35ХНЗМФ

$\bar{\varepsilon}_u, \%$	$\sigma_u, \%$	$J_u, \%$	$\rho_{1,2}''$	$\rho_{1,2}^\perp$
$8,54 \pm 0,11$	$2,1 \pm 0,1$	$24,6 \pm 0,9$	$0,33 \pm 0,05$	$0,45 \pm 0,04$
$9,28 \pm 0,11$	$2,2 \pm 0,1$	$23,7 \pm 0,9$	$0,17 \pm 0,05$	$0,40 \pm 0,04$
$14,7 \pm 0,2$	$3,2 \pm 0,1$	$21,6 \pm 0,8$	$0,17 \pm 0,05$	$0,55 \pm 0,04$
$17,4 \pm 0,2$	$4,9 \pm 0,2$	$28,2 \pm 1,1$	$0,21 \pm 0,05$	$0,75 \pm 0,02$

Соответствие экспериментальных распределений деформаций нормальному закону оценивали также с помощью критерия Пирсона χ^2 [8]. Критические значения критерия $\chi_{\alpha,k}^2$, при которых «нулевая» гипотеза не отвергается, принимали в соответствии с числом степеней свободы k и уровне значимости $\alpha = 5 \%$. Расчеты показали, что экспериментальные распределения отличаются от нормального закона. Исключения составляют плотности распределения главных деформаций ε_2 , для которых расчетные значения критерия χ^2 оказались во всех случаях меньше предельной величины $\chi_{\alpha,k}^2$. Таким образом, аппроксимировать плотности распределения деформаций плотностью нормального распределения можно только приближенно.

Поле деформаций является неоднородным. Величина стандарта интенсивности деформаций σ_u с ростом степени деформации изменяется от $2,1 \pm 0,1$ до $4,9 \pm 0,1 \%$. Значения коэффициентов вариации J_u при этом составляют от $21,6 \pm 0,8$ до $28,2 \pm 1,1 \%$ (см. таблицу).

С ростом величины стандарта σ_u графики функций распределения становятся более пологими (см. рис. 4). Соответственно при этом возрастает доля зерен, получивших большие деформации. Величина отклонений Δ (рис. 4, 5) от нормального закона уменьшается.

Взаимосвязь между деформациями отдельных зерен оценивали с помощью коэффициентов парной корреляции, расчет которых проводили при различных расстояниях τ между зернами. Значимость коэффициентов корреляции ρ также оценивали с помощью t распределения Стьюдента:

$$t = \frac{\rho}{\sigma_\rho} = \frac{\rho\sqrt{n-2}}{\sqrt{1-\rho^2}} > t_{1-\alpha,k},$$

где n – число пар зерен, между деформациями которых определяется корреляция; $t_{1-\alpha,k}$ – табличное значение критерия Стьюдента, определяемое на уровне значимости $\alpha = 0,05$ при числе степеней свободы $k = n - 2$; σ_ρ – стандартная ошибка коэффициента корреляции.

Как и в большинстве других экспериментов с применением делительных сеток [1, 2], при осадке образца наблюдается анизотропия полей деформаций, т.е. отмечается различный уровень линейной связи между деформациями отдельных зерен в зависимости от направления, в котором эта связь определяется. Коэффициенты корреляции деформаций пар зерен-соседей различны в ортогональных направлениях (вдоль и поперек вертикальной оси осадки образца). Так, при степени деформации $17,4 \%$ (см. таблицу), в направлении вертикальной оси образца величина коэффициента корреляции между деформациями пар зерен соседей составляет $\rho_{1,2}'' = 0,21 \pm 0,05$, а в поперечном направлении значение коэффициента корреляции существенно иное: $\rho_{1,2}^\perp = 0,75 \pm 0,02$. Различие между коэффициентами корреляции сохраняется и при других деформациях (см. таблицу). Чем выше величина коэффициента корреляции, тем выше вероятность возникновения больших деформаций одновременно в двух соседних зернах [1]. Различие коэффициентов корреляции сохраняется также с ростом расстояния τ между зернами. Радиус корреляции (расстояние между зернами τ , при котором

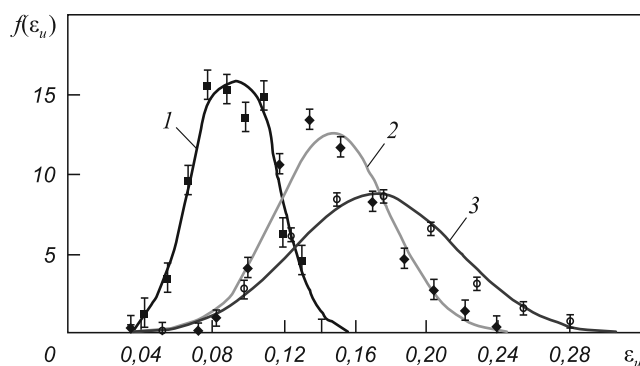


Рис. 4. Плотности распределения интенсивностей главных деформаций при интенсивности деформаций, %:
1 – 9,3; 2 – 14,7; 3 – 17,4

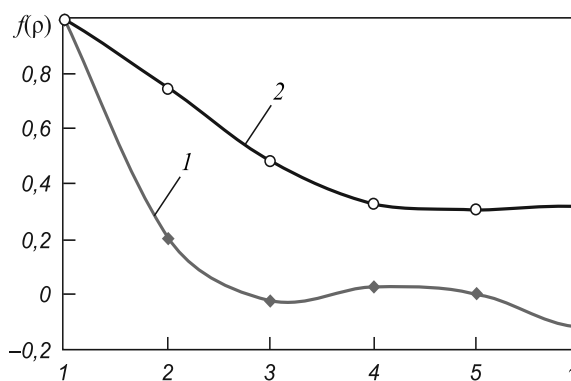


Рис. 5. Корреляционные функции интенсивностей главных деформаций:
1 – вдоль оси; 2 – поперек оси образца

связь между деформациями отдельных зерен затухает) составляет примерно 4 – 5 зерен (см. рис. 5).

Параметр Надаи-Лоде χ в микроструктуре может принимать значения в интервале от -1 до $+1$. Значение $\chi = -1$ соответствует одноосному растяжению (наиболее «жесткий» режим нагружения). Значение $\chi = +1$ соответствует одноосному сжатию, а $\chi = 0$ – чистому сдвигу. Величина относительной погрешности параметра Надаи-Лоде при деформациях образца, равных 14,7 и 17,4 %, составляет $\Delta\chi/\bar{\chi} = \pm 9\%$. Плотность распределения случайного параметра Надаи-Лоде в микроструктуре отличается от нормального закона [1, 3]. При осадке образца напряженно-деформированное состояние, соответствующее одноосному сжатию или близкое к нему, испытывает наибольшее число зерен поликристалла. Остальные зерна находятся в состоянии чистого сдвига $\chi = 0$ или имеют иное напряженно-деформированное состояние. Медиана распределения при различных степенях осадки образца составляет величину, равную $\chi = 0,70 \pm 0,06$. С ростом степени деформации возрастает доля зерен, для которых параметр $\chi \approx 1$.

Как следует из условия несжимаемости при пластической деформации образца, плотности распределения коэффициентов поперечной деформации η_{31} и η_{21} подобны и симметричны относительно оси, проходящей через значение 0,5. Относительная ошибка определения коэффициентов поперечной деформации составляет $\Delta\eta/\bar{\eta} = \pm 3\%$. Величины коэффициентов поперечной деформации связаны с напряженно-деформированным состоянием, в котором находятся зерна. Коэффициент корреляции между величиной поперечной деформации η_{21} и параметром Надаи-Лоде χ составляет значение, равное 0,99. Соответственно графики функций распределения χ и η_{21} также подобны один другому (рис. 6, 7).

Выводы. Определены параметры неоднородности пластических деформаций зерен при осадке образцов из стали 35ХНЗМФ. Выполнена оценка точности эксперимента. Приблизительно распределение деформаций при осадке можно аппроксимировать нормальным законом.

Корреляционные функции деформаций зерен поликристалла различны в ортогональных направлениях относительно оси осадки образца, что свидетельствует об анизотропии поля пластических деформаций при осадке.

Напряженно-деформированное состояние отдельных зерен отличается от напряженного состояния всего образца. Подавляющее число зерен при осадке образца находится в напряженно-деформированном состоянии, близком к одноосному сжатию. Ряд зерен находится в условиях чистого сдвига или испытывает иное напряженно-деформированное состояние.

Графики плотностей распределения коэффициентов поперечных деформаций симметричны относительно оси ординат, проходящей через значение, равное $-0,5$.

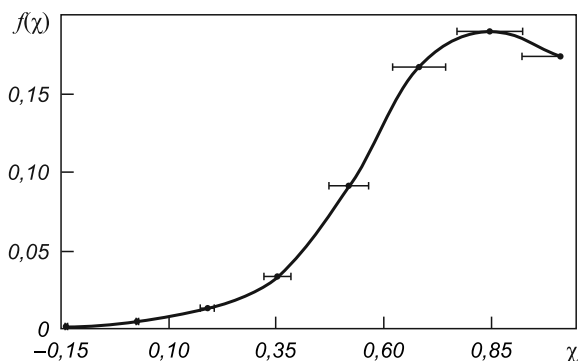


Рис. 6. Плотности распределения параметра Надаи-Лоде при интенсивности деформаций 14,7%

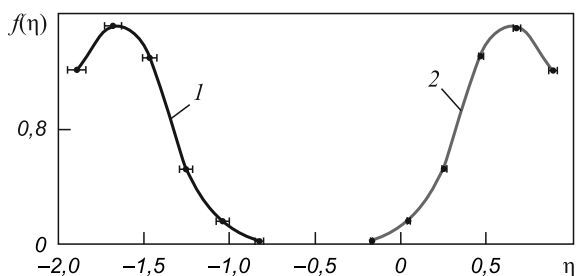


Рис. 7. Плотности распределения коэффициентов поперечной деформации при степени осадки 14,7 %:

1 – η_{31} ; 2 – η_{21}

Отмечена линейная связь между величинами параметра Надаи-Лоде и значениями коэффициентов поперечной деформации зерен поликристалла при осадке образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вайнштейн А.А., Алехин В.Н. Основы теории упругости и пластичности с учетом микроструктуры материала. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2006. – 382 с.
2. Вайнштейн А.А., Реков А.М. //Изв. вуз. Черная металлургия. 1984. № 6. С.1984–1985.
3. Реков А.М., Корниенко В.Т., Корниенко Э.О. // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. 2011. № 4. Ч. 5. С. 2457 – 2459.
4. Реков А.М., Вайнштейн А.А., Березин В.В. Распределение главных микродеформаций // Вестник УГТУ-УПИ «Механика микронеоднородных материалов и разрушение»: Сб. научн. тр. 2004. № 22. С. 85 – 88.
5. Корниенко В.Т., Русинов П.С., Вайнштейн А.А. // Заводская лаборатория. 1984. № 3. С. 83 – 85.
6. Реков А.М., Вайнштейн А.А. Функции плотности распределения случайных коэффициентов Пуассона в микроструктуре материала // Снежинск и наука – 2003. Современные проблемы атомной науки и техники: Сб. научн. тр. Международной научно-практич. конф. – Снежинск: СГФТА, 2003. С. 94 – 95.
7. Смирнов Н.В., Дунин-Барковский И.В. Курс теории вероятностей и математической статистики для технических приложений. – М.: Наука, 1969. – 512 с.
8. Степнов М.Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с.

УДК 669.04

**Д.И. Спитченко¹, А.М. Вохмяков¹, Е.В. Киселев¹,
М.Д. Казяев¹, Д.М. Казяев²**

¹Уральский Федеральный Университет

²ООО «НПК «УралТермоКомплекс»

ТЕХНИЧЕСКОЕ ПЕРЕВООРУЖЕНИЕ ВЕРТИКАЛЬНОЙ КАМЕРНОЙ ПЕЧИ ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КРУПНЫХ ПОКОВОК

Аннотация. На примере Уралмашзавода рассмотрено техническое перевооружение камерной вертикальной печи с применением современных технологий печестроения и материалов, произведен расчет тепловых балансов и основных показателей работы печи до и после технического перевооружения. Подтверждено значительное улучшение показателей работы печи после технического перевооружения.

Ключевые слова: термообработка, вертикальная термическая печь, тепловой баланс, волокнистые огнеупоры, рекуперативная горелка.

TECHNICAL RE-VERTICAL CHAMBER FURNACES FOR HEAT TREATMENT OF LARGE FORGINGS

Abstract. Uralmashzavod is used as basis to assess technical re-equipment of chamber vertical heat-treatment furnace with applying modern technologies of furnace-building and modern materials. The calculation of thermal balances and furnace primary performance characteristics was made before and after re-equipment. Significant improvement of furnace performance characteristics after technical re-equipment was confirmed.

Keywords: heat-treatment, vertical heat-treatment furnace, thermal balance, fibrous refractory material, recuperative burner.

На заводах тяжелого машиностроения эксплуатируют вертикальные печи для термической обработки крупных длинномерных поковок.

На ОАО «Уралмашзавод» подобные печи применяются для нагрева роторов турбин и прокатных валков с целью их термической обработки. Построенные в начале прошлого века, эти печи к настоящему моменту морально и физически устарели. Повышенные требования к качеству термической обработки заставляют заниматься модернизацией этих тепловых агрегатов.

В данной статье изложены методы и оборудование, использованные при техническом перевооружении одной из вертикальных печей кузнечно-прессового цеха Уралмашзавода.

Конструкция и тепловая работа печи до технического перевооружения

Камерная вертикальная печь № 22 была построена по кирпичной технологии, с двухслойной футеровкой. Огнеупорный слой был выполнен из шамота класса А, теплоизоляционный слой – из шамота легковеса. Толщина футеровки составляла 460 мм, что при работе печи в периодическом режиме приводит к значительной аккумуляции тепла кладкой. Свод печи был выполнен в виде двух раздвижных полукрышек. Загрузка печи осуществлялась сверху. Высота рабочего пространства печи 12 м, внутренний диаметр 3 м. Изделия в печи подвешивают на специальной траверсе, опирающейся на балки. Устаревшая конструкция механизмов перемещения крышки приводила к неплотностям и, как следствие, к большим

теплопотерям, что негативно сказывалось на расходе топлива. Дымоотведение из рабочего пространства осуществлялось через дымоотводящий канал, расположенный в поду печи, дымовой боров и дымовую трубу, общую для нескольких печей. Печь была оснащена 13 горелками конструкции Уральского завода тяжелого машиностроения. Подогрев воздуха, подающегося на горение, отсутствовал. Ведение теплового режима печи осуществлялось вручную обслуживающим персоналом.

Применение кирпичной футеровки, горелок устаревшей конструкции, ручного управления печью приводило к низкому КПД печи, значительным энергозатратам, низкому качеству нагрева.

Для подтверждения описанного выше был рассчитан тепловой баланс для режима нормализации при нагреве ротора максимальной массой 60 т [1]. Баланс составлен для интервала температур 700 – 960 °С, при котором устанавливается максимальная скорость нагрева садки, требующая максимальных затрат топлива.

В ходе расчета использовались следующие исходные данные:

- максимальная масса изделия = 60 т;
- максимальная скорость подъема температуры = 80 °С/ч;
- время нагрева $\tau = 3,25$ ч;
- теплота сгорания природного газа $Q_p^H = 34\,000$ кДж/м³;
- коэффициент избытка воздуха $\alpha = 1,2$;
- начальная температура металла $t_{м.нач} = 700$ °С;
- теплоемкость металла при $t_{м.нач}$, $c_{м.нач} = 0,645$ кДж/(м³·К);
- конечная температура металла $t_{м.кон} = 960$ °С;

– теплоемкость металла при $t_{\text{м.кон}}, c_{\text{м.кон}} = 0,689$ кДж/(м³·К);

– масса специальной оснастки (траверсы) $m = 20\,000$ кг;

– средняя температура отходящих газов $\bar{t}_{\text{ух.г}} = 880$ °С;

– энтальпия отходящих газов $i_{\text{ух.г}} = 1334,6$ кДж/м³.

По приведенным исходным данным было составлено уравнение теплового баланса

$$Q_x + Q_b = \Delta Q_1 + Q_2 + Q_{5т} + Q_{5пр} + Q_6, \quad (1)$$

где Q_x – химическая теплота топлива; Q_b – физическая теплота подогретого воздуха; ΔQ_1 – полезная затрата теплоты; Q_2 – потери теплоты с уходящими газами; $Q_{5т}$ – потери теплоты теплопроводностью через футеровку; $Q_{5пр}$ – потери теплоты с приспособлениями; Q_6 – аккумуляция теплоты кладкой.

В ходе расчетов была получена структура теплового баланса (табл. 1).

Ниже приведены основные показатели работы печи [2].

Общая тепловая мощность печи за период подъема температуры от 700 до 960 °С:

$$Q_{\text{общ}} = BQ_p^H = 6480,4 \text{ кВт}, \quad (2)$$

где B – расход топлива, м³/ч; Q_p^H – теплота сгорания природного газа, кДж/м³.

Удельный расход условного топлива за период подъема температуры от 700 до 960 °С:

$$b = \frac{BQ_p^H}{29,31P_M} = \frac{6480,4}{29,31 \cdot 5,13} = 43,1 \frac{\text{кг у.т}}{\text{т}}, \quad (3)$$

где P_M – производительность печи, кг/с.

Коэффициент полезного действия печи:

$$\eta_{\text{общ}} = \frac{\Delta Q_1}{Q_{\text{прих}}} \cdot 100 = \frac{1079,04}{6480,4} \cdot 100 = 16,65 \%, \quad (4)$$

где $Q_{\text{прих}}$ – суммарный приход теплоты.

Кирпичная футеровка печи приводит к большой аккумуляции тепла кладкой и высоким потерям теплоты теплопроводностью (32,68 %). Использование кирпичной

футеровки, а так же отсутствие узла утилизации тепла отходящих газов приводит к низкому КПД печи – 16,65 %.

Для увеличения КПД печи, уменьшения расхода топлива, увеличения производительности печи, повышения качества продукции, а также для улучшения условий труда и экологической обстановки целесообразно проведение полного технического перевооружения печи.

Направление технического перевооружения вертикальной термической печи

Предложен комплекс мер, обеспечивающих значительное повышение качества нагрева металла, резкое снижение энергозатрат и внедрение комплексной автоматизации теплового режима:

– замена кирпичной футеровки на керамоволокнистую;

– применение современных рекуперативных горелок;

– внедрение АСУ ТП.

Для этих условий и того же режима нормализации рассчитан тепловой баланс и основные показатели работы печи.

Исходные данные для расчета не изменились, за исключением следующих показателей.

Коэффициент избытка воздуха $\alpha = 1,05$.

Теоретическое и практическое количество воздуха, необходимого для сжигания единицы топлива: $L_0 = 9,53$ м³/м³; $L_\alpha = 10,01$ м³/м³.

Практический выход продуктов сгорания от сжигания единицы топлива с коэффициентом избытка воздуха α , $V_\alpha = 11,01$ м³/м³.

Средняя температура подогрева воздуха $t_b = 369$ °С.

Теплоемкость подогретого воздуха $C_b = 1,33$ кДж/(м³·К).

В результате расчетов была получена структура теплового баланса печи после технического перевооружения (табл. 2).

Основные показатели работы печи приведены ниже.

Из уравнения теплового баланса (1) найден средний расход топлива 0,073 м³/с или 263 м³/ч.

Общая тепловая мощность печи за период подъема температуры от 700 до 960 °С рассчитана по формуле (2)

$$Q_{\text{общ}} = BQ_p^H = 0,073 \cdot 34\,000 = 2482 \text{ кВт}.$$

Т а б л и ц а 1

Тепловой баланс печи за период подъема температуры от 700 до 960 °С до технического перевооружения

Приход	кВт	%	Расход	кВт	%
Химическая теплота топлива, Q_x	6480,4	100	Теплота на нагрев металла, ΔQ_1	1079,04	16,65
			Теплота, теряемая с отходящими газами, Q_2	2923,95	45,12
			Потери теплоты с приспособлениями, $Q_{5пр}$	359,55	5,55
			Аккумуляция теплоты футеровкой печи и потери теплоты теплопроводностью, $Q_5 + Q_6$	2117,85	32,68
Суммарный приход теплоты	6480,4	100	Суммарный расход теплоты	6480,4	100

Таблица 2

Тепловой баланс печи за период подъема температуры от 700 до 960 °С после технического перевооружения

Приход	кВт	%	Расход	кВт	%
Химическая теплота топлива, Q_x	2482	87,37	Теплота на нагрев металла, ΔQ_1	1079,04	38
Физическая теплота подогретого воздуха, Q_v	358,62	12,62	Теплота, теряемая с отходящими газами, Q_2	1067,14	37,57
			Теплота, теряемая теплопроводностью через кладку, $Q_{ст}$	62,13	2,19
			Потери теплоты с приспособлениями, $Q_{спр}$	359,55	12,67
			Аккумуляция теплоты футеровкой печи, Q_6	272,76	9,6
Суммарный приход теплоты	2840,62	100	Суммарный расход теплоты	2840,62	100

Удельный расход условного топлива за период подъема температуры от 700 до 960 °С рассчитан по формуле (3)

$$b = \frac{BQ_p^H}{29,31P_M} = \frac{0,073 \cdot 34\,000}{29,31 \cdot 5,13} = 16,51 \frac{\text{кг у.т.}}{\text{т}}.$$

Коэффициент полезного действия печи рассчитан по формуле (4)

$$\eta_{\text{общ}} = \frac{1079,04}{2840,62} \cdot 100 = 38 \, \%.$$

Применение современных горелочных устройств рекуперативного типа позволит утилизировать 33,6 % тепла отходящих газов. Использование футеровки из волокнистых модулей приведет к снижению потерь теплоты теплопроводностью и аккумуляции тепла кладкой на 64 %. Значительные потери теплоты с приспособлениями (12,67 %) связаны с особенностью технологии нагрева металла, требующей применения тяжелой оснастки (траверсы) для подвешивания изделий при размещении их в печи. Применение новых технологий строительства камерных печей позволит значительно сократить удельный расход условного топлива (на 62 %) и повысить КПД печи на 128 %.

В соответствии с предложенным комплексом мер на ОАО «Уралмашзавод» было проведено техническое перевооружение вертикальной термической печи.

Конструкция и тепловая работа печи после технического перевооружения

В ходе технического перевооружения были проведены следующие работы:

- замена кирпичной футеровки стен и крышки печи на футеровку из современных волокнистых материалов в виде модульных блоков чешской компании Keratech;
- замена устаревших горелочных устройств на современные скоростные рекуперативные фирмы Kromshroeder с узлом утилизации тепла отходящих газов для подогрева воздуха, подаваемого на горение газа непосредственно в корпусе горелки;

– монтаж АСУ.

На рис. 1 показан общий вид верхней части рабочего пространства. Фото сделано в момент проведения пуско-наладочных работ. Крышки печи раздвинуты для визуального контроля работы горелок.

Кожух печи после технического перевооружения остался прежним, за исключением установочных карманов под новые горелки. Стенки и крышка печи футерованы современными волокнистыми материалами в два слоя. Внутренний слой из керамоволокнистых огнеупорных модулей FIBRATEC производства чешской компании Keratech, внешний – из волокнистых матов Rockwool. Под печи выполнен по кирпичной технологии в два слоя. Общий вид футеровки стен печи керамоволокнистыми блоками показан на рис. 1.

На печи установлено 11 скоростных горелок рекуперативного типа ECOMAX 5, каждая из которых имеет мощность 250 кВт. Горелки работают в импульсном режиме по принципу «включено-выключено». Горелки расположены тангенциально по одной в каждом из десяти ярусов по высоте. В нижнем ярусе расположены две горелки для компенсации теплотрат на нагрев кирпичного пода. Горелка каждого последующего яруса повернута на 90° относительно предыдущего (см. рис. 1).

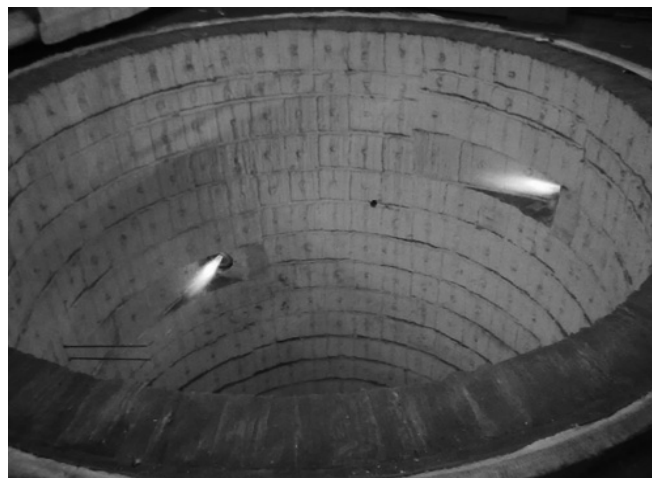


Рис. 1. Общий вид верхней части рабочего пространства вертикальной печи

Горелка работает по следующему принципу: природный газ, смешиваясь в корпусе горелки с первичным воздухом с $\alpha \approx 0,5$, горит внутри камеры сгорания горелки, образуя на выходе из нее высокоскоростную струю, подсасывающую в себя подогретый рекуперативной насадкой вторичный воздух. Полученная смесь полностью сгорает в коротком факеле. Продукты сгорания удаляются эжектором, отсасывающим дымовые газы из печного пространства через рекуператор горелки. В зависимости от температуры уходящих газов, температура подогретого воздуха в рекуператоре может достигать 700 °С.

Рабочее пространство печи разделено на пять виртуальных зон управления. В каждой зоне, кроме нижней, расположены две горелки, в нижней зоне – три горелки. На каждую зону предусмотрено по две термопары. Управление температурным режимом в зоне осуществляется по показаниям основной термопары, вторая термопара служит для контроля правильности показаний основной. В случае выхода основной термопары из строя, управление осуществляется по показаниям контрольной термопары до момента устранения неисправности основной термопары.

Благодаря техническому перевооружению стало возможным проводить охлаждение садки с заданной скоростью прямо в рабочем пространстве. Охлаждение осуществляется путем продувки воздухом рабочего пространства через горелки. Возможность проведения охлаждения садки в печи значительно упростило процедуру проведения режима термообработки.

После окончания работ по техническому перевооружению были проведены гарантийные испытания печи, которые заключались в осуществлении непрерывно двух режимов: нормализация и отпуск.

Для этого в печь поместили опытную садку. На рис. 2 представлен разрез печи с опытной садкой (ротор массой 23 т), закрепленной на траверсе массой 7 т. На роторе на характерных диаметрах были закреплены восемь контрольных гибких термопар (см. рис. 2). Концы термопар были выведены через крышку печи и подключены к регистрирующей аппаратуре.

В ходе гарантийных испытаний проверялась способность автоматики печи поддерживать заданную скорость подъема температуры, поддерживать температуру как в зонах печи, так и в контрольных точках на металле, а также способность печи осуществлять охлаждение садки с заданной скоростью.

На рис. 3 представлен температурный режим печи, осуществленный при гарантийных испытаниях. Техническим заданием были установлены скорости подъема температуры, охлаждения и допустимые ее отклонения при выдержках (табл. 3).

Анализ рис. 3 показал, что на этапах подъема температур автоматика управления поддерживает заданные скорости, перепад по зонам печи составлял не более 5 °С. Перепад температур на изделии по показаниям контрольных термопар составлял не более 10 °С, не-

смотря на большую разницу диаметров частей ротора. Разница между печными и контрольными термопарами на металле при подъеме температуры печи составляла не более 100 °С, что вызвано большой массой нагреваемого ротора и быстрым нагревом поверхности нетеплопроводной футеровки печи. При выдержках разница показаний между печными и контрольными термопарами сокращалась до нуля. При охлаждении в интервале температур 960 – 700 °С средняя скорость падения температуры составила 87 °С/ч. Далее наблюдалось падение скорости охлаждения, увеличение перепада температур по длине ротора, вызванное большой разницей диаметров частей ротора, увеличение перепада температур между рабочим пространством и поверхностью ротора. В ходе охлаждения ротора при отпуске с технологически заданной скоростью 20 °С/ч, перепад температур по длине ротора составлял 5 – 30 °С, а между рабочим пространством и изделием – 10 – 50 °С.

Для сравнения теоретических и практических данных был проведен расчет удельного расхода условного

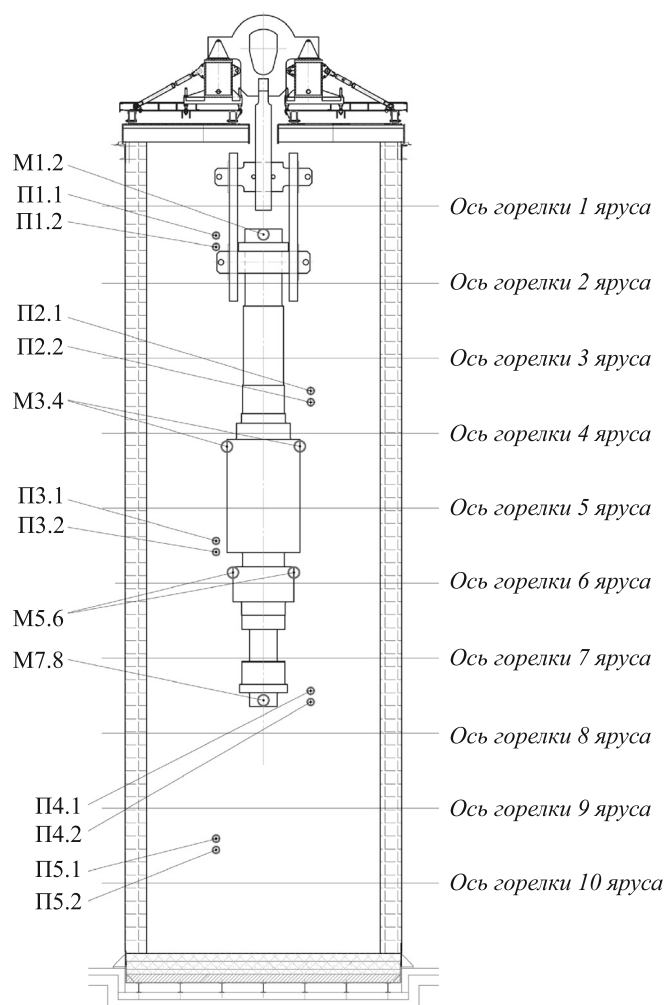


Рис. 2. Расположение контрольных термопар на садке:

П – печная термопара (стационарная);
 первая цифра (1, 2, ... 5) – номер зоны; вторая цифра:
 1 – основная термопара; 2 – контрольная термопара;
 М1 – М8 – гибкие термопары, установленные на поверхности металла

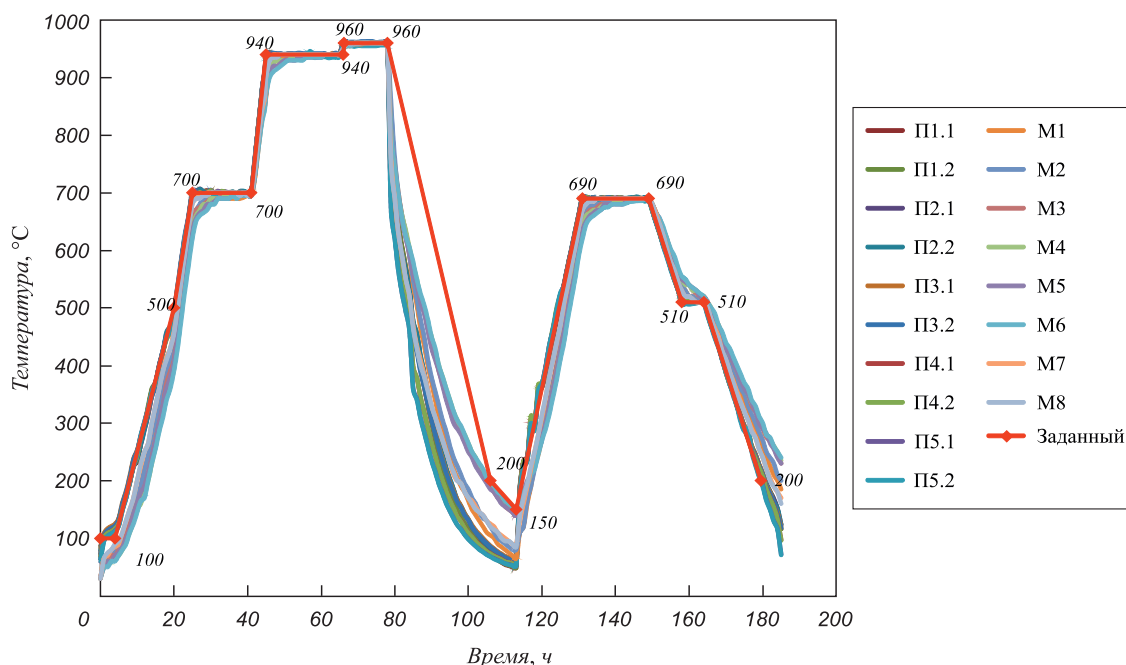


Рис. 3. Режим нормализации с отпуском при гарантийных испытаниях печи

Таблица 3

Температурный режим

Интервал температур, °C		Скорость, °C/ч
При нагреве	100 – 500	20
	500 – 700	40
	700 – 960	60
При охлаждении	960 – 100	Максимально по мощности продувки через горелки при нормализации
	690 – 200	20 (при отпуске)
Отклонение температуры при выдержках		± 5 °C

топлива для периода подъема температур в интервале 700 – 960 °C.

Средний расход топлива за этот период составил 53,67 м³/ч или 0,015 м³/с, производительность печи – 1,39 кг/с, отсюда по формуле (3)

$$b = \frac{0,015 \cdot 34\,000}{29,31 \cdot 1,39} = 12,45 \frac{\text{кг у.т.}}{\text{т}}$$

Полученный в ходе гарантийных испытаний удельный расход условного топлива меньше теоретического за тот же интервал подъема температур на 25 %.

Все показатели выявлены при постоянной производительности, температурный режим после технического перевооружения не изменялся.

Применение современных горелочных устройств, современной АСУ ТП позволило сократить перепад температур по поверхности изделия, тем самым дало

возможность уменьшить длительность теплотехнических выдержек, сделало возможным проведение охлаждения в рабочем пространстве печи при продувке через горелки.

Таким образом, применение методов и оборудования, рассмотренных в данной работе, позволит получить следующие результаты.

- В ходе гарантийных испытаний подтверждено теоретическое значение удельного расхода условного топлива и резкое снижение абсолютного расхода топлива в сравнении с таковым до технического перевооружения.

- Нагрев металла прошел в соответствии с установками технологического задания; высокое качество нагрева позволяет поднять перед технологами вопрос о сокращении времени технологических выдержек.

- Возможность проведения охлаждения изделия в рабочем пространстве позволит отказаться от дополнительного оборудования, сократить фактическое время проведения режима, устранив перегрузку изделия из печи в специальную охлаждающую камеру.

- Применение современной системы автоматизации позволяет исключить «человеческий фактор» при управлении печью, поддерживать заданные скорости изменения температуры при нагреве и охлаждении с минимальным отклонением температур по зонам печи.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теплотехнические расчеты металлургических печей / Б.И. Китаев, Б.Ф. Зобнин и др. – М.: Металлургия, 1970. – 528 с.
2. Теория и практика теплогенерации / С.Н. Гушин, М.Д. Казяев, Ю.В. Крючков и др. – Екатеринбург: УГТУ, 2005. – 379 с.

© 2013 г. Д.И. Спитченко, А.М. Вохмяков, Е.В. Киселев, М.Д. Казяев, Д.М. Казяев
Поступила 8 июля 2013 г.

*Л.М. Капуткина¹, А.В. Мармулев^{1,2}, И.В. Щетинин¹,
Г. Эрман², Е.И. Поляк²*

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

² Исследовательский Центр АрселорМиттал

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ НЕРАВНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ГОРЯЧЕКАТАНОЙ РУЛОННОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Аннотация. Приведены результаты исследования реализации фазовых превращений аустенита, полученные магнитометрическим методом в условиях промышленного производства горячекатаной рулонной стали. Показано, что незавершенность фазовых превращений в полосе низкоуглеродистой стали на отводящем рольганге и неравномерность последующего охлаждения рулона в условиях обычного производственного процесса определяют неоднородность структуры и механических свойств как по длине полосы, так и по ее ширине. Наследование структурной неоднородности, сформированной после горячей прокатки, может служить скрытой причиной дефекта разнотолщинности, появляющегося после холодной прокатки полосы. Предложены рекомендации по уменьшению и устранению структурной неоднородности горячекатаной полосы для улучшения качества конечной продукции.

Ключевые слова: высокопрочные автолистовые стали, горячий прокат, фазовые превращения, дефект толщины, структурная и текстурная наследственность.

NON-UNIFORMITY OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN HIGH STRENGTH LOW-CARBON STEEL HOT ROLLED COILS

Abstract. The results of electromagnetic non-destructive online monitoring of austenite phase transformation under conditions of industrial hot strip mill are reported. It is shown that the non-uniformity of cooling of hot rolled low carbon high strength steel coils during conventional manufacturing process induces heterogeneous microstructure and mechanical properties both along and across the strip. The microstructural non-uniformity formed after hot rolling is then inherited downstream, which can be a hidden cause of thickness deviation defect that manifests itself cold rolling. Recommendations are given as to decrease and avoid the non-uniformity of microstructure in hot rolled strips to improve the quality of final product.

Keywords: High Strength Steels (HSS), hot rolling, phase transformations, gauge deviation, structural and texture heredity.

Ввиду повышающихся требований к однородности механических свойств и геометрии готовой продукции [1], а также неизбежности проявления структурной наследственности в сталях, становится важным обеспечение однородности этой продукции, начиная с самых ранних стадий производства. Для высокопрочных многофазных автолистовых сталей горячая прокатка (ГП) в линии непрерывного широкополосного стана (НШПС) является одной из определяющих конечную микроструктуру и свойства стадий производства [2]. Структурные неоднородности, сформированные после горячей прокатки, могут влиять как на однородность геометрии продукции, так и на ее прочностные свойства в последующих переделах [2].

Таким образом, для улучшения качества готовой продукции требуется обеспечить однородность горячекатаного подката. Для этого необходимо более полное понимание механизмов формирования структурных неоднородностей, а также наличие методов контроля, позволяющих своевременно обнаруживать и регулировать процессы структурообразования.

Компьютерное моделирование процессов прокатки и охлаждения полосы, а также протекающих при этом

процессов структурообразования позволяет решать немалое количество проблем. Однако развитие новых сталей и/или изменение технологии процесса их обработки порой требуют долгой эмпирической подстройки внедренных моделей.

Альтернативой этому могут быть малоинерционные неразрушающие методы контроля, например такие, как разработанный авторами магнитометрический метод мониторинга фазовых превращений аустенита [3]. Как было показано, измерение магнитной проницаемости металлического объекта с приемлемой точностью позволяет контролировать количество и кинетику фазовых превращений переохлажденного аустенита в сталях, в которых эти превращения протекают при температурах ниже температуры Кюри.

Фазовые превращения аустенита в низкоуглеродистых высокопрочных автолистовых сталях преимущественно происходят во время охлаждения полос на отводящем рольганге после горячей прокатки. На основании этого в линию НШПС ГП была внедрена система специально сконструированных датчиков, которые расположены на отводящем рольганге [4].

На рис. 1 показано схематичное расположение двух установленных датчиков. Регистрируемые сигналы датчиков поступают в центр сбора и обработки данных о работе чистовой группы клетей НШПС ГП и, таким образом, могут быть напрямую использованы для контроля процессов структурообразования в горячекатаной полосе в режиме реального времени, а также для последующих исследований. Наличие минимум двух датчиков необходимо для обеспечения не только контроля уровня фазовых превращений, но и для выявления кинетики их реализации в горячекатаной полосе, движущейся по отводящему рольгангу с фиксируемой скоростью.

Первые же измерения с помощью установленных датчиков во время типовой промышленной прокатки полос исследуемой высокопрочной автолистовой стали типа 22MnB4 показали, что фазовые превращения не успевают завершиться на отводящем рольганге и, следовательно, продолжают после смотки полосы в рулон. Промышленный мониторинг также показал, что скорость конца прокатки на НШПС ГП существенно влияет на реализацию фазовых превращений аустенита. Увеличение скорости конца прокатки уменьшает время нахождения полосы на отводящем рольганге и, соответственно, приводит к уменьшению степени прохождения фазовых превращений в полосе перед смоткой, а, следовательно, к увеличению доли превращений, протекающих уже в рулоне [4].

Как было показано в работах [2, 5], неравномерность охлаждения смотанной в рулон полосы при незавершенных фазовых превращениях может привести к существенной структурной неоднородности как по длине, так и по ширине полосы.

Тепловизиционная оценка тепловых полей охлаждающегося рулона горячекатаной полосы на опорах вагонетки с осью в горизонтальном положении показала, что за время транспортировки рулона по конвейеру (приблизительно 15 мин для исследованных рулонов) появляется неравномерность в распределении температуры. Разница между «горячими» и «холодными» частями рулона составляет около 100 °С. В ходе дальнейшего охлаждения рулона в течение 9 ч различие в температурах возрастает до 150 °С [5].

Оценка скоростей охлаждения разных частей рулона показала, что верхняя часть рулона охлаждается быстрее нижней, а сами скорости охлаждения составили 0,02 и 0,01 °С/с соответственно. Скорость охлаждения для более срединных витков не превышала 0,006 °С/с. Такое неравномерное охлаждение рулонов может привести к формированию структурной неоднородности, а она, в свою очередь, может проявляться в виде геометрических дефектов или неравномерности механических свойств при последующих переделах металлопроката.

Это и наблюдалось при холодной прокатке рулонной стальной полосы, не имеющей отклонений по толщине после горячей прокатки, в виде дефекта разнотолщинности [2, 5, 6]. Такой дефект имеет макроскопический характер и приводит к значительному снижению выхода годной продукции, так как амплитуда отклонений толщины может выходить за рамки требований заказчика. Было показано, что дефект разнотолщинности холодной прокатки не связан с отклонениями в настройке стана холодной прокатки или геометрии валков, а обусловлен неоднородностью структуры и механических свойств горячекатаной рулонной стали [5, 6].

Целью настоящей работы является изучение условий формирования структурных неоднородностей в горячекатаной низкоуглеродистой рулонной стали для разработки рекомендаций по их предотвращению.

Работа выполнена в условиях промышленного производства горячекатаной рулонной полосы из микролегированной низкоуглеродистой стали типа 22MnB4 (20ГР) на НШПС по обычным для данного вида продукции режимам горячей прокатки, смотки, транспортировки и хранения рулонов.

Образцы отбирались после полного охлаждения рулона до температур окружающей среды от нескольких внешних витков рулона как по центру, так и по кромкам полосы. Образцы для механических испытаний вырезались поперек полосы и, соответственно, перпендикулярно направлению прокатки. Также регистрировалось положение образцов относительно верхней, центральной или нижней части витка охлажденного рулона.

Испытания на растяжение проводили на плоских образцах с рабочей длиной 50 мм и сечением 2,8×12,5 мм. Для каждой исследуемой позиции испытывали мини-

Последняя клеть чистовой группы стана

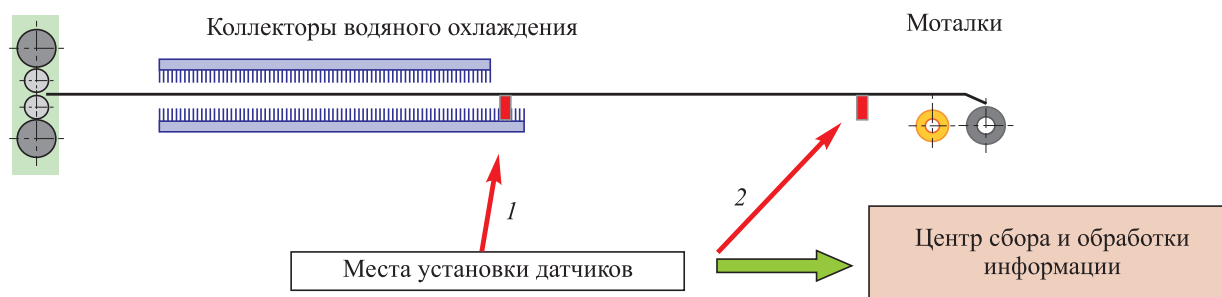


Рис. 1. Схема расположения системы двух магнитометрических датчиков в линии НШПС ГП [4]

мум три образца. Анализ микроструктуры проводили методами световой и сканирующей электронной микроскопии на тех же образцах.

После микроструктурного анализа на этих же образцах проводились рентгеноструктурные исследования фазового состава, дефектности решетки матричной фазы по ширине линий и текстуры по полюсной плотности. Съемки проводили на дифрактометре ДРОН-4 с использованием $\text{Co}_{K\alpha}$ излучения и графитового монохроматора в угловом диапазоне (2θ) от 40 до 130° с шагом 0,1° и экспозицией в точке 3 с. Во время съемки проводилось вращение образца. Полюсная плотность определялась из отношения интегральной интенсивности линии к интегральной интенсивности соответствующей линии бестекстурного образца (карбонильное железо), снятого в одинаковых условиях.

Результаты механических испытаний образцов показали, что уровень прочностных свойств связан со скоростями охлаждения конкретных участков полосы в готовом рулоне, из которых были вырезаны образцы. Уровень характеристик прочности образцов, отобранных из верхней части рулона, на 20 – 40 МПа выше, чем для образцов, отобранных из нижней части рулона. По мере перехода к более внутренним виткам прочность центральной части полосы снижается на 30 – 40 МПа как для предела прочности, так и предела текучести.

Результаты микроструктурного анализа в целом подтвердили хорошее соответствие результатам механических испытаний. Были выявлены соответствующие различия в размерах ферритного зерна, перлитных колоний и межпластиночного расстояния для образцов, взятых из разных частей рулона.

В целом микроструктура образцов, вырезанных вблизи кромок полосы, а также из верхней части рулона дисперснее, чем для центральных образцов и для образцов, отобранных из нижней части рулона. Для частей готового рулона, охлажденных с большей скоростью, наблюдался меньший размер ферритного зерна, перлитных колоний и межпластиночного расстояния.

Оценка полюсной плотности рентгеновских линий показала некоторые различия в текстуре образцов, вырезанных из разных частей рулона. Наблюдали меньшую остроту компоненты (110) для внутренних витков, а также различия для нижних и верхних частей внешних витков готового рулона, которые могут быть связаны не только с изменением обжатий или усилий горячей прокатки на хвостовой части полосы. Неоднородность текстуры может быть обусловлена реализацией различных механизмов превращений аустенита (сдвигового или диффузионного) и получения разных типов структур, а также рекристаллизацией ферритной матрицы в результате продолжительного отпуска (длительного охлаждения) готового рулона.

Чтобы выявить, какие именно структурные изменения имеют место, был проведен лабораторный эксперимент. Для этого от сляба исследуемой стали 22MnB4

были отобраны заготовки (пластины) для последующей горячей прокатки на экспериментальном стане. Все пластины были прокатаны согласно промышленной технологической схемы. Далее одна часть образцов проката, вместо смотки при 600 °С, была быстро охлаждена до 400 °С и выдержана при данной температуре в течение 20 мин. Такая термообработка соответствует выдержке в бейнитной области. Вторая серия горячекатаных образцов была закалена в воде на мартенсит непосредственно после окончания прокатки. Далее все образцы были отпущены при разных температурах (от 450 до 600 °С) в течение 1 ч в соляных ваннах.

Такая термообработка была применена, чтобы воспроизвести промышленные условия, при которых наблюдалось попадание существенного количества воды на сматываемый, а также уже смотанный рулон даже после окончания смотки (во время перемещения рулона из зоны смотки). Таким образом, внешние витки могли достаточно быстро охладиться до температур начала бейнитного и даже мартенситного превращений. В результате выделения тепла из-за фазовых превращений, а также за счет передачи тепла от срединных витков, происходит разогрев внешних витков до 500 – 600 °С и могут протекать процессы отпуска.

На рис. 2, а, б показано сравнение полюсной плотности двух серий образцов до и после отпуска. Режим, обозначенный как отпуск при 400 °С, соответствует начальному после горячей прокатки и охлаждения состоянию структуры.

Видно, что текстура ферритной матрицы при отпуске образцов с исходно разной структурой практически не меняется, т.е. не происходит рекристаллизации. В обоих случаях наблюдаются лишь процессы выделения, сферодизации и укрупнения карбидов (рис. 3), уменьшение плотности дислокации (рис. 2, в, г) и коалесценции кристаллов (реек) бейнита и мартенсита. В результате отпуска уменьшается твердость HV (см. табл.), а, значит, изменяются и другие механические свойства.

Такое изменение твердости хорошо согласуется с характеристиками прочности, полученными на промышленных образцах. Разница твердости HV образцов с перлит-бейнит-мартенситной структурой, отпущенных при 500 и 600 °С, составляет 7 ед., что соответствует разнице пределов прочности в 20 МПа, как это и было получено в результате испытаний промышленных образцов.

Таким образом, эксперимент в целом показал, что различия в текстуре на внешних витках по длине полосы в первую очередь связаны с условиями горячей деформации и охлаждения до смотки в рулон и уже потом с условиями охлаждения рулона.

Незавершенность фазовых превращений аустенита во время движения полосы по отводящему рольгангу приводит к структурной неоднородности в различных частях неравномерно охлаждающегося готового руло-

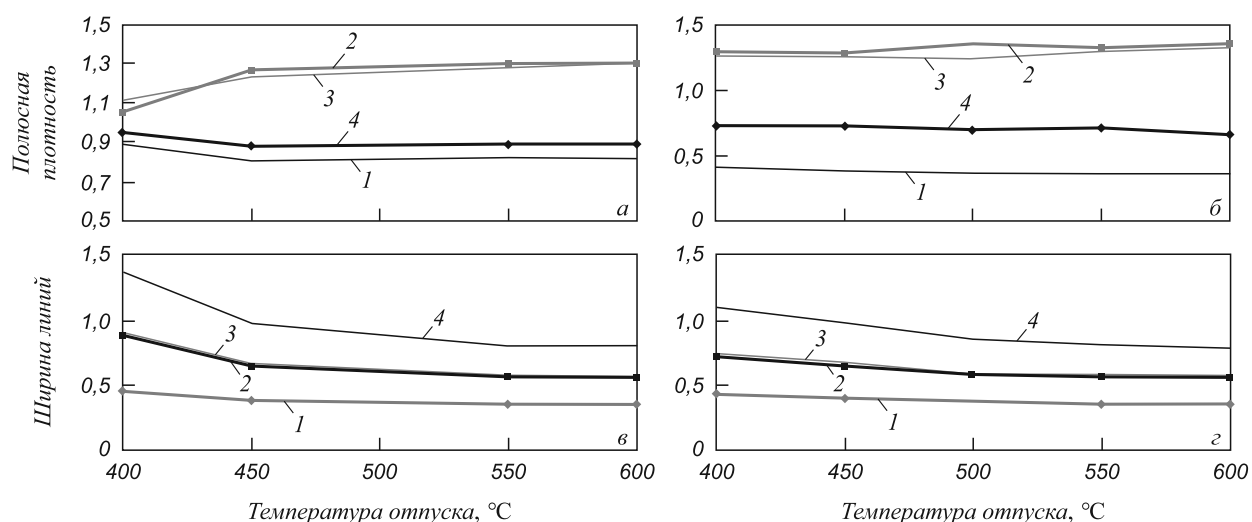


Рис. 2. Полусная плотность (а, б) и уширение линий (в, г) в результате отпуска образцов с исходно феррит-перлит-бейнитной (а, в) и мартенситной (б, г) структурами:
1 – {110}; 2 – {200}; 3 – {211}; 4 – {220}

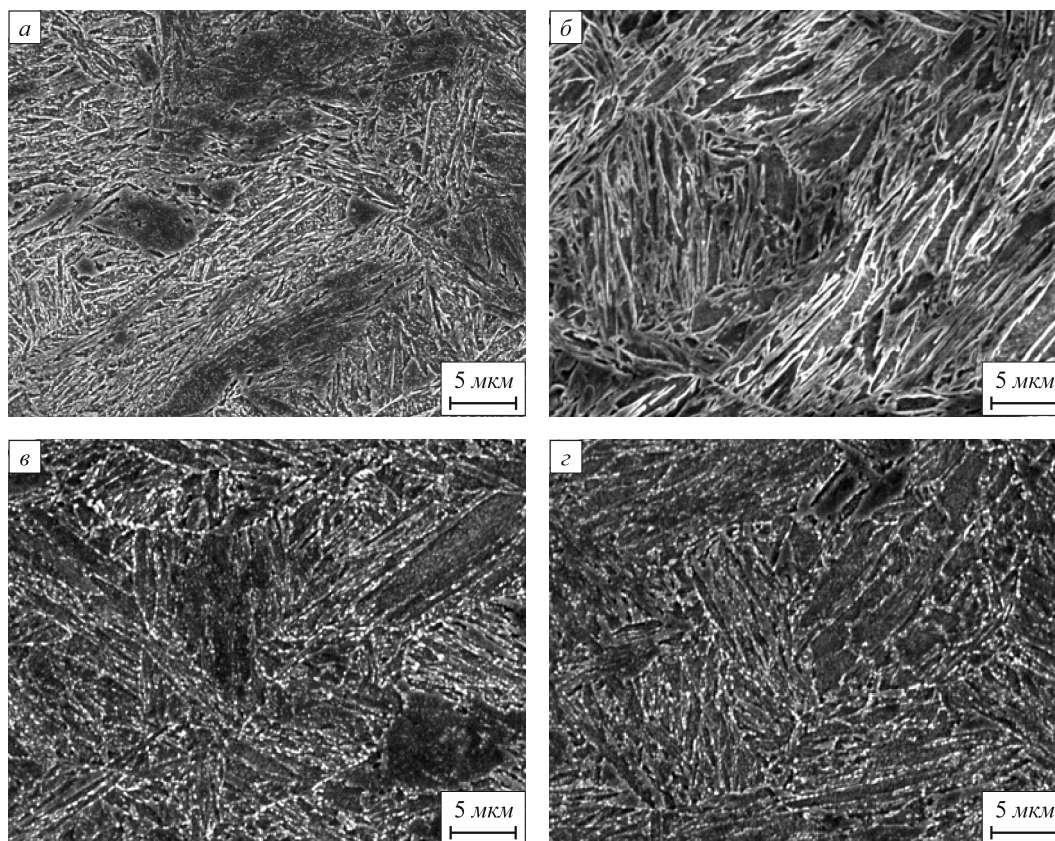


Рис. 3. Структура образцов после разного охлаждения и отпуска при 600 °C:
исходный образец после охлаждения и выдержки при 400 °C (а); исходный закаленный на мартенсит образец (б); отпущенный при 600 °C образец с исходной Ф+П+Б+М структурой (в); отпущенный при 600 °C образец с исходной мартенситной структурой (г)

на. При этом более быстрое охлаждение внешних витков рулона (рис. 4) приводит к тому, что формируется смешанная структура типа феррит-перлит-бейнит-мартенсит. Перераспределение тепла от более внутренних витков и выделение тепла во время фазовых превращений приводит к отпуску. Однако более быстрое охлаждение верхней части рулона ограничивает рост кар-

бидов и коалесценцию реек бейнита, т.е. в этой части сохраняется микроструктура, отвечающая большей твердости и прочности, чем в нижней части рулона (см. рис. 4).

Обобщая полученные в работе результаты и результаты предыдущих исследований, нужно отметить, что для повышения качества горячекатаных полос из низ-

Твердость HV образцов стали 22MnB4 после отпуска

Температура отпуска, °C	Образцы с исходной $\Phi + C + B + M$ структурой / HV 391	Образцы с M структурой / HV 508
450	351	351
500	316	321
550	315	311
600	309	304

коуглеродистых сталей типа 22MnB4 требуется тонкая настройка работы линии НШПС ГП, которая обеспечит наиболее полную реализацию фазовых превращений аустенита на отводящем рольганге до смотки полосы в рулон. Для ускорения и более точной настройки целесообразно использовать прямой контроль структурных превращений, например, используя малоинерционный магнитометрический неразрушающий мониторинг фазовых превращений аустенита. При невозможности реализовать требуемую полноту фазового превращения на отводящем рольганге, особое внимание следует уделить вопросу равномерного охлаждения рулона горячекатаной полосы непосредственно по окончании смотки. В том числе, можно рекомендовать применение контролируемого охлаждения в течение первых часов охлаждения рулона. Для этого может применяться технология термостатирования [7, 8]. Выравнивание тепловых полей по всему объему рулона будет способствовать большей структурной однородности по длине и ширине полосы и улучшению однородности прочностных свойств полосы.

Выводы. Неравномерность охлаждения рулона горячекатаной полосы, выявленная в обычных условиях хорошо контролируемого производства, приводит к заметной неоднородности ее структуры и механических свойств. Характер неоднородности свойств связан как с неоднородным состоянием металла после прокатки до начала смотки полосы в рулон, так и в большой мере с фазовыми превращениями и процессами отпуска сформированных фаз, продолжающимися в охлаждающемся рулоне.

Разница прочностных характеристик, наблюдаемая для различных областей рулона, в целом определяется разным соотношением и строением фаз, обусловленными в первую очередь скоростями и временем охлаждения, а также процессами отпуска из-за разогрева за счет тепла центральной части рулона. При нагреве до 600 °C феррит-перлитной, бейнитной или мартенситной, двух- или многофазной структур низколегированной низкоуглеродистой стали типа 22MnB4 рекристаллизации не наблюдается.

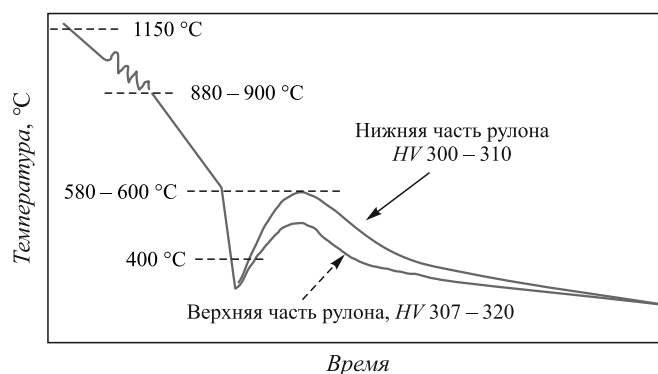


Рис. 4. Тепловой путь разных частей горячекатаной полосы и рулона

Более однородная структура и свойства рулонной стальной полосы достигаются при практически полном превращении аустенита до начала смотки полосы в рулон. Для этого рекомендуется точная настройка работы линии НШПС ГП, включая настройку скорости прокатки и системы охлаждения, используя систему магнитометрических датчиков неразрушающего контроля превращений аустенита. При невозможности обеспечить требуемую полноту фазовых превращений аустенита в горячекатаной полосе до ее смотки в рулон, целесообразно использовать термостатирование рулона в течение первых часов для его равномерного контролируемого охлаждения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Bhattacharya D. // Metallurgical industry press. 1st edition. 2011. Vol. 10. P. 511.
2. Poliak E.I., Pottore N.S., Skolly R.M. et al. // La Metallurgia Italiana. 2009. February. P. 1–8.
3. Капуткина Л.М., Мармулев А.В., Арлазаров А.Е., Уин Д. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 2. С. 86–94.
4. Капуткина Л.М., Мармулев А.В., Эрман Г., Тюрон Ж.М. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 1. С. 101–107.
5. Капуткина Л.М., Мармулев А.В., Поляк Е.И., Эрман Г. // Металлургия. 2012. № 12. С. 14–18.
6. Marmulev A.V., Herman G., Poliak E.I., Kaputkina L.M. // Factors affecting gauge uniformity of flat cold rolled AHSS. Proceeding of materials science and technology. International conference. October 16-20. 2011. Columbus, Ohio, USA. P. 470–476.
7. Chashchin V.V., Kuklev A.V., Popov E.S., Slavov V.I. // Steel in translation. 2007. Vol. 37. No. 3. P. 309–312.
8. Chashchin V.V. // Steel in translation. 2010. Vol. 40. No. 2. P. 153–156.

© 2013 г. Л.М. Капуткина, А.В. Мармулев, И.В. Щетинин, Г. Эрман, Е.И. Поляк
Поступила 10 июля 2013 г.

УДК 669.017.3

В.Е. Ольшевский, Ю.И. Кононенко

Запорожский национальный технический университет

О КИНЕТИКЕ РОСТА ПЕРЛИТНЫХ КОЛОНИЙ ПРИ РАСПАДЕ АУСТЕНИТА БЕЗ И С ДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ ПЕРВИЧНЫХ ФАЗ

Аннотация. Рассмотрены особенности формирования перлитной структуры при распаде как чистого аустенита, так и аустенита с присутствием в нем дисперсных неметаллических включений, которые способны перемещаться вместе с фронтом роста перлитной колонии путем пограничной диффузионной «перекачки» своих атомов. Показано, что такого рода дисперсные частицы оказывают определенное тормозящее действие на скорость продольного роста феррито-цементитных колоний. Это может приводить к сосредоточению таких частиц на границах растущих перлитных колоний на конечной стадии этого процесса.

Ключевые слова: аустенит, перлитная колония, феррит, цементит, «подвижные» включения, стационарный и нестационарный процессы роста.

ON THE GROWTH KINETICS OF THE PEARLITE COLONIES AT AUSTENITE WITHOUT AND WITH DISPERSED INCLUSIONS INITIAL PHASES

Abstract. The features of the formation of pearlite structure in the decay of a pure austenite and austenite to the presence in it of dispersed non-metallic inclusions, which are able to move together with the growth front pearlite colonies by border diffusion of “pumping” of their atoms. It is shown that this kind of dispersed particles have a definite inhibitory effect on the velocity of the longitudinal growth of ferrite-cementite colonies. This can lead to concentration of particles at the boundaries of pearlite colonies growing in the final stage of the process.

Keywords: austenite, pearlite colony, ferrite, cementite, “moving” inclusion, stationary and non-stationary processes of growth.

Настоящая работа представляет собой развитие представлений, касающихся двухфазного распада по схеме «матрица $\rightarrow \alpha + \beta$ » применительно к эвтектоидному (перлитному) превращению в углеродистых сталях. При этом образующиеся фазы (феррит и цементит) имеют составы, значительно отличающиеся от состава исходного аустенита. Необходимо также отметить, что при эвтектоидном распаде аустенита диффузионное перераспределение атомов углерода должно сочетаться с переходом атомов железа из одной полиморфной модификации базовой решетки (γ -Fe) в другую (α -Fe), а также с образованием промежуточного химического соединения (Fe_3C). Поэтому рост перлитных колоний контролируется как кинетикой перестройки одной решетки в другую, так и диффузионным перераспределением углерода (в качестве определяющего фактора) вдоль фронта превращения в приграничных объемах аустенитных зерен, контактирующих с пластинами фазовой смеси. Это обеспечивает, в зависимости от степени переохлаждения (относительно эвтектоидной температуры), ту или иную степень дисперсности образующейся фазовой смеси [1 – 3].

В указанных работах рассмотрены определенные подходы к определению скорости роста перлитной колонии. Однако полученные авторами зависимости не учитывают всех особенностей кинетики миграции границ зерен, а также изучено лишь статическое равновесие фаз вдоль фронта реакции. В данной же работе процесс роста рассматривается исключительно как динамический. Также при разработке модели роста авторами были учтены различные движущие и противо-

движущие силы термодинамической природы [4], что дало возможность разделить процесс передвижения фронта роста на две стадии: стадию нестационарного роста [искривление круговых (в сечении) сегментов пластинчатых фаз] и стационарного, когда составной фронт двухфазной колонии передвигается как единое целое. В настоящей работе также рассмотрены особенности роста перлитной колонии с учетом характера распределения и поведения присутствующих в матрице дисперсных «подвижных» частиц, т.е. таких, которые могут перемещаться вместе с фронтом роста (путем диффузионной «перекачки» своих масс [5]). Как и в работе [6], принималось, что микроскопическая подвижность фронта роста является заданной, а все особенности его перемещения обусловлены энергетикой различных границ раздела, которая определяет как движущие силы роста колонии, так и силы сопротивления этому процессу.

В настоящей работе предлагается теоретическая зеренная модель (рис. 1), разработанная на основе более ранних работ авторов [6 – 9] и состоящая из двух типов чередующихся пластинчатых фаз (феррита и цементита), которые образовались в результате диффузионного распада аустенита. К основным оцениваемым параметрам модели следует отнести следующие: $h_{\text{Ф(Ц)}}$ и $r_{\text{Ф(Ц)}}$ – соответственно максимальная высота и радиус любого сегмента (в сечении) ферритной или цементитной фазы фронта роста; $L_{\text{Ф(Ц)}}$ – ширина пластинок зерен феррита и цементита соответственно; $\gamma_{\text{ФЦ}}$, $\gamma_{\text{ФА}}$, $\gamma_{\text{ЦА}}$ – удельные свободные энергии межфазных границ раздела Ф/Ц, Ф/А и Ц/А; θ – двугранный угол тройного стыка двух

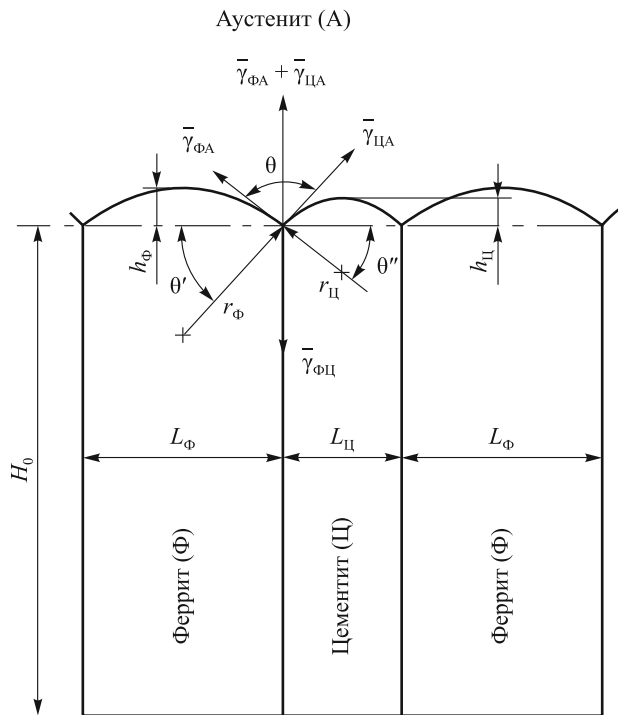


Рис. 1. Схема пластиночной перлитной колонии ($\Phi + \Psi$), которая прорастает в исходное зерно матричной фазы (А)

зерен колонии (феррита и цементита) с матричным зерном аустенита ($\theta = \theta' + \theta''$).

Миграция граничного фронта колонии происходит под действием двух термодинамических сил: движущей силы $P_{\Phi\Pi} = F_{\Phi+\Pi} - F_A$ ($F_{\Phi+\Pi}$ — удельная свободная энергия двухфазной смеси, F_A — то же самое для матричной фазы) и лапласовых противодвижущих (сдерживающих) сил, действующих раздельно P_γ^Φ и P_γ^Π

$$\left(P_\gamma^\Phi = \frac{2\gamma_{\Phi A}}{r_\Phi}, \text{ а } P_\gamma^\Pi = \frac{2\gamma_{\Pi A}}{r_\Pi} \right).$$

Следует отметить, что рассматриваемый случай достаточно сложный и требует введения упрощающего допущения, а именно: $P_\gamma = P_\gamma^\Phi = P_\gamma^\Pi$. При этом микроскопические подвижности межфазных границ раздела Φ/A и Π/A принимали одинаковыми ($m_\Phi = m_\Pi = m$), а межпластиночное расстояние составляло $L = 1/2(L_\Phi + L_\Pi)$. Кроме того, считали, что в данном случае выполняется (как обязательное) условие кооперативного роста обеих фаз колонии $\bar{\gamma}_{\Phi A} + \bar{\gamma}_{\Pi A} > \bar{\gamma}_{\Phi \Pi}$, поскольку его нарушение приводит к срыву кооперативного процесса и способствует формированию структуры конгломератного типа.

Скорость продольного перемещения отдельных участков граничного фронта колонии на стадии нестационарного режима с учетом сделанного допущения будем определять, как и в работе [6], выражением

$$v_{\Phi(\text{II})} = \frac{dh_{\Phi(\text{II})}}{d\tau} = mP_{\Sigma} = m(P_{\Phi\text{II}} - P_{\gamma}). \quad (1)$$

Далее рассмотрим исходные условия роста двух-
фазной колонии. Поскольку $\gamma_{\text{ФА}} \cos \theta' + \gamma_{\text{ИА}} \cos \theta'' = \gamma_{\text{ФИ}}$,

то начальные значения радиусов сегментов отвечают зависимостям $r_{\Phi}(0) = \frac{L_{\Phi}}{2 \cos \theta'}$ и $r_{\Pi}(0) = \frac{L_{\Pi}}{2 \cos \theta''}$. Отсюда с учетом того, что $\frac{\gamma_{\Phi A}}{r_{\Phi}(0)} \frac{L_{\Phi}}{2} + \frac{\gamma_{\Pi A}}{r_{\Pi}(0)} \frac{L_{\Pi}}{2} = \gamma_{\Phi \Pi}$ и $P_{\gamma}^{\Phi} = P_{\gamma}^{\Pi}$, окончательно получаем соотношения

$$r_{\Phi}(0) = L \frac{\gamma_{\Phi A}}{\gamma_{\Phi \Pi}} \text{ и } r_{\Pi}(0) = L \frac{\gamma_{\Pi A}}{\gamma_{\Phi \Pi}}. \quad (2)$$

Как и раньше [5], в соответствии с рис. 1, имеем зависимость

$$h_{\Phi(\text{II})} = r_{\Phi(\text{II})} \left[1 - \sqrt{1 - \left(\frac{L_{\Phi(\text{II})}}{2r_{\Phi(\text{II})}} \right)^2} \right], \quad (3)$$

которую можно заменить приближенным выражением

$$h_{\Phi(\text{II})} \cong \frac{L_{\Phi(\text{II})}^2}{8r_{\Phi(\text{II})}}, \quad (4)$$

поскольку в рассматриваемом случае $\frac{L_{\Phi(\Pi)}}{2r_{\Phi(\Pi)}} < 1$, при этом $h_{\Phi}(\tau) \neq h_{\Pi}(\tau)$.

Поскольку $dh_{\Phi(\Pi)} = -\frac{L_{\Phi(\Pi)}^2}{8r_{\Phi(\Pi)}^2} dr_{\Phi(\Pi)}$, а $dh_{\Phi(\Pi)} > 0$, выражение (1) приобретает форму дифференциального уравнения, связывающего радиус $r_{\Phi(\Pi)}$ с временем τ :

$$\frac{dr_{\Phi(\text{II})}}{d\tau} = \frac{16m\gamma_{\Phi\text{A}(\text{IIA})}}{L_{\Phi(\text{II})}^2} r_{\Phi(\text{II})} \left(\frac{P_{\Phi\text{II}}}{2\gamma_{\Phi\text{A}(\text{IIA})}} r_{\Phi(\text{II})} - 1 \right), \quad (5)$$

откуда получаем частное решение в виде интегрального выражения

$$\int_{r_{\Phi(\text{II})0}}^{r_{\Phi(\text{II})}} \frac{dr_{\Phi(\text{II})}}{r_{\Phi(\text{II})}(ar_{\Phi(\text{II})} - 1)} = \frac{b}{L_{\Phi(\text{II})}^2} \tau, \quad (6)$$

в котором $a = \frac{P_{\Phi\Pi}}{2\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}, b = 16m\gamma_{\Phi A(\Pi A)}$.

После интегрирования уравнения (6) имеем решение

$$r_{\Phi(\Pi)}^{-1}(\tau) = a + \left[\frac{1}{L} \frac{\gamma_{\Phi\Pi}}{\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}} - a \right] \exp\left(-\frac{b}{L_{\Phi(\Pi)}^2} \tau\right), \quad (7)$$

которое с учетом уравнения (4) определит зависимости максимальных высот сегментов феррита и цементита от времени:

$$h_{\Phi(\mathbb{I})}(\tau) = \frac{L_{\Phi(\mathbb{I})}^2}{8} \frac{1}{r_{\Phi(\mathbb{I})}(\tau)}. \quad (8)$$

Отметим, что уравнение (7) удовлетворяет крайним временным условиям: при $\tau = 0$ получаем $\frac{1}{r_{\Phi(\Pi)}} = \frac{1}{L} \frac{\gamma_{\Phi\Pi}}{\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}$, откуда $r_{\Phi(\Pi)} = r_{\Phi(\Pi)}(0) = L \frac{\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}{\gamma_{\Phi\Pi}}$, а

при $\tau = \infty$ имеем $\frac{1}{r_{\Phi(\Pi)}} = a = \frac{P_{\Phi\Pi}}{2\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}$ и, соответственно,

$P_{\Phi\Pi} = \frac{2\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}{r_{\Phi(\Pi)}}$. В последнем случае движущая сила

$P_{\Phi\Pi}$ становится равной противодвижущей лапласовой P_{γ} и процесс роста останавливается.

После дифференцирования уравнения (8) по времени, получим следующую зависимость для скорости нестационарного процесса роста $v_{\Phi(\Pi)}^{\text{нест}}$:

$$v_{\Phi(\Pi)}^{\text{нест}} = \frac{dh_{\Phi(\Pi)}}{d\tau} = m \left[P_{\Phi\Pi} - \frac{2\gamma_{\Phi\Pi}}{L} \right] \exp \left(-\frac{b}{L^2_{\Phi(\Pi)}} \tau \right). \quad (9)$$

Отметим, что для реализации кооперативного продольного роста колонии пластиночных зерен необходимо, чтобы максимальные высоты граничных сегментов h_{Φ} и h_{Π} обеспечивали коллинеарность вектора суммы натяжений $(\bar{\gamma}_{\Phi\Lambda} + \bar{\gamma}_{\Pi\Lambda})$ нормали к средней линии фронта реакции. Это условие выполнимо лишь в случае, если стационарный режим роста устанавливается одновременно для обеих фаз колонии, что возможно лишь при одинаковых значениях степеней экспонент в уравнении (9): $\frac{L^2_{\Phi}}{L^2_{\Pi}} = \frac{\gamma_{\Phi\Lambda}}{\gamma_{\Pi\Lambda}}$.

Увеличение искривлений сегментов фронта реакции приводит к росту движущей силы (см. рис. 1), действующей на тройные стыки $P_{\text{ст}}$, согласно зависимости вида

$$P_{\text{ст}} = \frac{\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}{r_{\Phi(\Pi)}} - \gamma_{\Phi\Pi} \frac{1}{L}, \quad (10)$$

где $1/L$ – приблизительное количество граничных стыковых полосок на единицу длины фронта колонии («плотность» пластиночных кристаллов в сечении фронта роста). В определенный момент времени роста возникает баланс движущих сил $P_{\Sigma} = P_{\text{ст}}$, который определяет условие смены режимов роста во времени

$$P_{\Phi\Pi} - \frac{2\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}{r_{\Phi(\Pi)}} = \frac{\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}{r_{\Phi(\Pi)}} - \gamma_{\Phi\Pi} \frac{1}{L}. \quad (11)$$

Далее, после соответствующих преобразований уравнения (11), находим зависимости для порогового радиуса $r_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}$, а с учетом уравнения (7) и порогового времени $\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}$, отвечающего началу стационарного процесса:

$$r_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}} = \frac{3\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}{P_{\Phi\Pi} + \frac{\gamma_{\Phi\Pi}}{L}}; \quad (12)$$

$$\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}} = \frac{L^2_{\Phi(\Pi)}}{16m\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}} \ln 3. \quad (13)$$

После подстановки (12) в (1) получаем выражение для скорости стационарного процесса

$$v_{\Phi(\Pi)}^{\text{стат}} = \frac{dh_{\Phi(\Pi)}}{d\tau} = \frac{1}{3} m \left(P_{\Phi\Pi} - \frac{2\gamma_{\Phi\Pi}}{L} \right). \quad (14)$$

Физика этого процесса требует, чтобы изменение скорости роста происходило плавно (на кривой, которая отражает весь процесс роста зерен колонии, в точке $\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}$ не должен наблюдаться разрыв того или иного рода). Показав это, тем самым подчеркнем корректность подхода к решению поставленной задачи и правдивость всех выведенных соотношений.

Кривые обоих процессов роста [кривые вида $h_{\Phi(\Pi)} = h_{\Phi(\Pi)}(\tau)$] будут гладко состыковываться в точке $\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}$ лишь в том случае, если их угловые коэффициенты (мгновенные скорости) в этой точке будут совпадать ($k_{\text{стат}} = k_{\text{нестат}}$). На основе вышесказанного имеем:

$$k_{\text{нестат}}(\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}) = \frac{dh_{\Phi(\Pi)}^{\text{нестат}}}{d\tau} = m \left(\frac{2\gamma_{\Phi\Pi}}{L} - P_{\Phi\Pi} \right) \exp \left(-\frac{16m\gamma_{\Phi\Lambda(\Pi\Lambda)}}{L^2_{\Phi(\Pi)}} \tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}} \right) \quad (15)$$

и

$$k_{\text{стат}}(\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}) = \frac{dh_{\Phi(\Pi)}}{d\tau} = \frac{1}{3} m \left(P_{\Phi\Pi} - \frac{2\gamma_{\Phi\Pi}}{L} \right).$$

Для доказательства равенства угловых коэффициентов достаточно преобразовать первое из приведенных выражений с учетом выражения (13). Действительно, после соответствующих подстановок получим

$$k_{\text{нестат}}(\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}) = m \left(\frac{2\gamma_{\Phi\Pi}}{L} - P_{\Phi\Pi} \right) \exp(-\ln 3) = -\frac{1}{3} m \left(\frac{2\gamma_{\Phi\Pi}}{L} - P_{\Phi\Pi} \right) = \frac{1}{3} m \left(P_{\Phi\Pi} - \frac{2\gamma_{\Phi\Pi}}{L} \right). \quad (16)$$

Представляет особый интерес рассмотреть случай наличия исключительно дисперсных «подвижных» частиц избыточной фазы в стали (оксидов, сульфидов и других примесных фаз) в плане их влияния на кинетику роста перлитных колоний. Следует отметить, что из-за низкой удельной свободной энергии на границе раздела феррит/цементит $\gamma_{\Phi\Pi}$ (10 эрг/см²) по сравнению с энергиями границ раздела феррит/аустенит $\gamma_{\Phi\Lambda}$ (550 эрг/см²) и цементит/аустенит $\gamma_{\Pi\Lambda}$ (25 эрг/см²) [10], все фазы такого рода будут концентрироваться преимущественно на границах раздела цементит/аустенит и феррит/аустенит и оказывать

определенное влияние на кинетику распада аустенитной фазы. Анализ этого случая проведем на основе модели, рассмотренной выше (с теми же принятыми допущениями).

На рис. 2 показана принятая авторами схема роста феррито-цементитных колоний при наличии первичных выделений («подвижные» частицы [11]).

Скорость продольного роста колонии, как и ранее [9], будет определяться выражением [5]

$$v_{\Phi(\Pi)} \cong \frac{D\omega}{kT} \frac{P_{\Sigma}}{\rho^3 n_s}, \quad (17)$$

где D – коэффициент объемной самодиффузии; ω – атомный объем; k – постоянная Больцмана; T – температура по Кельвину; P_{Σ} – сумма движущих и противодвижущих сил процесса миграции $\left(P_{\Sigma} = P_{\Phi\Pi} - \frac{2\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}{r_{\Phi(\Pi)}} \right)$;

ρ – радиус малой сферической частицы избыточной фазы; n_s – поверхностная плотность таких включений, при этом $n_s = n_v r_{\Phi(\Pi)}$ (n_v – объемная плотность частиц).

После ряда упрощений получаем для рассматриваемой ситуации следующее выражение для скорости роста зерен колонии ($\Phi + \Pi$):

$$v_{\Phi(\Pi)} = \frac{dh_{\Phi(\Pi)}}{d\tau} = \frac{\eta D\omega}{kT} \frac{P_{\Phi\Pi} - \frac{2\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}{r_{\Phi(\Pi)}}}{\varepsilon r_{\Phi(\Pi)}}, \quad (18)$$

где η – коэффициент пропорциональности, приблизительно равный 10; ε – фактор подвижных дисперсных включений на границах раздела Φ/A и Π/A [9] (при этом в общем случае $0 \leq \varepsilon \leq 1$).

Учитывая, что высоты сегментов не равны и отвечают выражению $h_{\Phi(\Pi)} \cong \frac{L_{\Phi(\Pi)}^2}{8r_{\Phi(\Pi)}}$ [см. уравнение (4)], а

$$dh_{\Phi(\Pi)} = -\frac{L_{\Phi(\Pi)}^2}{8r_{\Phi(\Pi)}^2} dr_{\Phi(\Pi)} > 0 \text{ и } v_{\Phi(\Pi)} = \frac{dh_{\Phi(\Pi)}}{d\tau}, \text{ можно полу-}$$

чить следующее частное решение уравнения (18) в виде интегрального выражения:

$$\int_{r_{\Phi(\Pi)0}}^{r_{\Phi(\Pi)}} \frac{dr_{\Phi(\Pi)}}{ar_{\Phi(\Pi)} - 1} = -16 \frac{\eta\gamma_{\Phi A(\Pi A)} A^*}{L_{\Phi(\Pi)}^2 \varepsilon} \tau, \quad (19)$$

в котором, как и раньше, $a = \frac{P_{\Phi\Pi}}{2\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}$; $A^* = \frac{D\omega}{kT}$.

После интегрирования (19) с учетом (4) для высот сегментов $h_{\Phi(\Pi)}$ получаем зависимость

$$h_{\Phi(\Pi)} = \frac{L_{\Phi(\Pi)}^2}{8} \times \frac{a}{1 + \left(aL \frac{\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}{\gamma_{\Phi\Pi}} - 1 \right) \exp \left(-\frac{16\eta\gamma_{\Phi A(\Pi A)} A^*}{L_{\Phi(\Pi)}^2 \varepsilon} \tau \right)}. \quad (20)$$

Проведем анализ уравнения (20) [с учетом (4)] применительно к крайним условиям. Очевидно, что при $\tau = 0$, как и выше, получаем выражение $r_{\Phi(\Pi)} = r_{\Phi(\Pi)}(0) = \frac{\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}{\gamma_{\Phi\Pi}}$, а при $\tau = \infty$ имеем $\frac{1}{r_{\Phi(\Pi)}} = \frac{P_{\Phi\Pi}}{2\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}$, отку-

да $P_{\Phi\Pi} = \frac{2\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}{r_{\Phi(\Pi)}} = P_{\gamma}$. В последнем случае равенство

движущих и противодвижущих сил соответствует остановке процесса роста перлитной колонии.

Заметим, что уравнение (20) после его дифференцирования приводит к выражению для скорости нестационарного процесса роста $v_{\Phi(\Pi)}^{\text{нест}}$ (достаточно сложной по форме зависимости, которая здесь не приводится).

Увеличение искривлений граничных сегментов вызывает рост движущей силы, действующей на тройные

стыки: $P_{\text{ст}} = \left(\frac{L}{r_{\Phi(\Pi)}} \gamma_{\Phi A(\Pi A)} - \gamma_{\Phi\Pi} \right) \frac{1}{L}$. В некоторый мо-

мент времени она становится равной силе P_{Σ} ($P_{\Sigma} = P_{\text{ст}}$), действующей на круговые сегменты фронта роста [см. также уравнение (11)]. Из этого соотношения получаем такое же [как и ранее, уравнение (12)] выражение для пороговых радиусов пластинок феррита и цементита $r_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}$. С помощью уравнений (12) и (20) находим выражение и для порогового времени $\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}}$, которое определяет момент включения в процесс миграции тройных

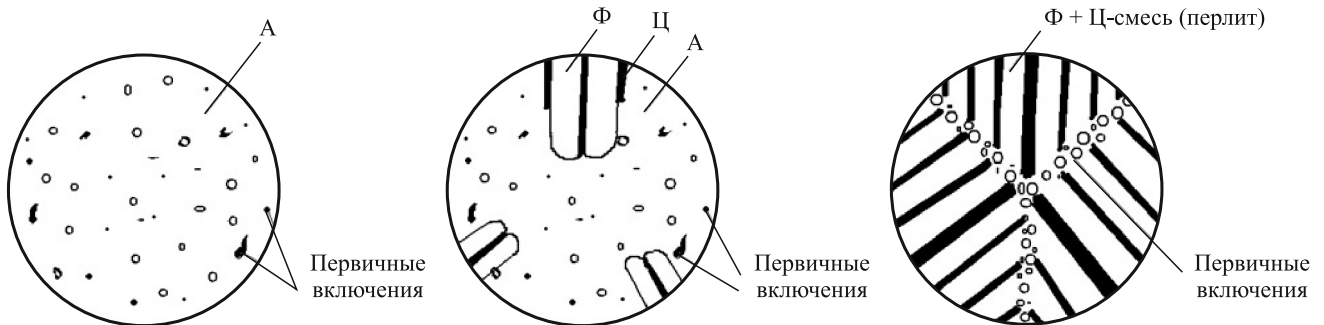


Рис. 2. Схема формирования феррито-цементитных колоний при наличии первичных выделений

межзеренных стыков (начало стационарного процесса в плоской модели роста перлита)

$$\tau_{\Phi(\Pi)}^{\text{пор}} = \frac{L_{\Phi(\Pi)}^2 \varepsilon}{16\eta\gamma_{\Phi A(\Pi A)} a A^*} \times \left(2a\gamma_{\Phi A(\Pi A)} L + \gamma_{\Phi \Pi} \right) \left(aL \frac{\gamma_{\Phi A(\Pi A)}}{\gamma_{\Phi \Pi}} - 1 \right) \times \ln \frac{aL\gamma_{\Phi A(\Pi A)} - \gamma_{\Phi \Pi}}{aL\gamma_{\Phi A(\Pi A)} - \gamma_{\Phi \Pi}}. \quad (21)$$

Необходимо отметить, что и в этом случае кооперативный рост обеих фаз колонии возможен лишь при условии $\frac{L_{\Phi}^2}{\gamma_{\Phi A}} = \frac{L_{\Pi}^2}{\gamma_{\Pi A}}$.

Далее подстановкой (12) в (18) можно получить выражение

$$v_{\Phi(\Pi)}^{\text{стац}} = \frac{2,2A^*}{\varepsilon L_{\Phi(\Pi)}^2 \gamma_{\Phi A(\Pi A)}} \left(2aL\gamma_{\Phi A(\Pi A)} + \gamma_{\Phi \Pi} \right) \times \left(aL\gamma_{\Phi A(\Pi A)} - \gamma_{\Phi \Pi} \right) = \frac{2,2A^*}{\varepsilon L_{\Phi(\Pi)}^2 \gamma_{\Phi A(\Pi A)}} \times \left(P_{\Phi \Pi} L + \gamma_{\Phi \Pi} \right) \left(\frac{1}{2} P_{\Phi \Pi} L - \gamma_{\Phi \Pi} \right), \quad (22)$$

которое характеризует скорость роста колонии при стационарном перемещении всего составного (много сегментного) фронта роста как единого целого; при этом $L_{\Phi(\Pi)}^2 \gamma_{\Pi A(\Phi A)} = L^* = \text{const}$.

Теперь проанализируем полученную зависимость для стационарной скорости роста двухфазной колонии при некоторой постоянной температуре в случае наличия «подвижных» дисперсных частиц. Необходимо отметить, что проведенный анализ, в первую очередь, носит качественный характер и лишь отражает основные тенденции в изменении рассматриваемых кинетических характеристик. На рис. 3 представлена единая графическая зависимость, построенная на основе уравнения (22) с учетом уже принятых упрощений, включая и равенства вида $\gamma_{\Phi A(\Pi A)} = \gamma_{\Phi A} = \gamma_{\Pi A}$. При этом принимали, что $\gamma_{\Phi A} = 4,5$; $\gamma_{\Pi A} = 2$; $\gamma_{\Phi \Pi} = 2$; $L_{\Phi} = 3$; $L_{\Pi} = 2$; $P_{\Phi \Pi} = 9$, $A^* = 1$ (все в условных единицах).

Анализ представленной зависимости показывает, что «подвижные» частицы эффективно уменьшают стационарную скорость роста колонии. Такое изменение этого кинетического параметра объясняется усложнением характера диффузионных процессов при перемещении все увеличивающегося количества на границах $\Phi(\Pi)/A$ дисперсных «подвижных» частиц и, вследствие этого, все большего их тормозящего

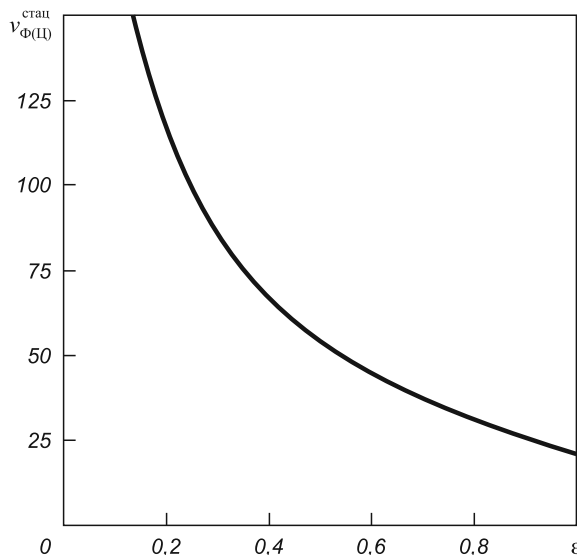


Рис. 3. Зависимость стационарной скорости роста от количества «подвижных» частиц

влияния на процессы продольного роста перлитных колоний.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Любков Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. – М.: Металлургия, 1969. – 264 с.
2. Zener C. // Trans. Am. Inst. Min. Met. Engrs. 1946. Vol. 167. P. 550.
3. Hillert M. // Jernkonterest Ann. 1957. Vol. 141. No 11. P. 757.
4. Бурке Дж.Е., Тарнбалл Д. Рекристаллизация и рост зерен // Успехи физики металлов. – М.: Металлургиздат, 1956. Вып. 1. С. 368 – 465.
5. Кривоглаз М.А., Масюкевич А.М., Рябошапка К.П. // Физика металлов и металловедение. 1967. Т. 24. Вып. 6. С. 11 – 29.
6. Ольшанецкий В.Е., Спицына Ю.И. // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 1997. № 1 – 2. С. 7 – 10.
7. Ольшанецкий В.Е. О кинетике ориентированного роста двухфазных пластинчатых колоний // Сб. тр. V собрания металлургов России. – Краснодар, Кубан. гос. технол. ун-т. 2001. – 397 с.
8. Ольшанецкий В.Е. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2003. № 3. С. 3 – 5.
9. Ольшанецкий В.Е., Спицына Ю.И. Ориентированный рост однофазных колониальных структур в присутствии подвижных пограничных включений второй фазы. // Сб. науч. тр. VIII науч.-техн. конф. «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах» – Запорожье, 1997. С. 7 – 11.
10. Салли И.В. Физические основы формирования структуры сплавов. – М.: Металлургиздат, 1963. – 219 с.
11. Кононенко Ю.И., Ольшанецкий В.Е. // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. 2010. № 2. С. 37 – 44.

© 2013 г. В.Е. Ольшанецкий, Ю.И. Кононенко
Поступила 7 июня 2013 г.

УДК 669.01

О.А. Чикова¹, В.С. Цепелев¹, В.В. Вьюхин¹, А.В. Белоносов²¹ Уральский федеральный университет² Уральский государственный педагогический университетВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ НА ВЯЗКОСТЬ
ЖИДКИХ СТАЛЕЙ 9Х2МФ И 75Х3МФ

Аннотация. Проведено вискозиметрическое исследование жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ, отобранных от рабочих валов реверсивного прокатного стана, характеризующихся различной степенью затухания ультразвуковых волн. По результатам измерений сделано заключение о характере влияния дефектов, регистрируемых ультразвуковым методом, на характер температурных и временных зависимостей кинематической вязкости жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ. Ультразвуковой контроль проводился с использованием УЗ дефектоскопа фирмы Krautkramer. Вязкость жидких сталей измерялась методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов в диапазоне температур от 1500 до 1580 °С.

Ключевые слова: вязкость, ультразвуковой контроль, дефекты, сталь.

THE INFLUENCE OF DEFECTS ON THE VISCOSITY
OF THE LIQUID STEEL AND 9H2MF 75H3MF

Abstract. Viscometric study conducted 9H2MF liquid steel and 75H3MF taken from the drive shafts reversing mill, characterized by varying degrees of attenuation of ultrasonic waves. From the measurements, the conclusion about the nature of the influence of defects detected by ultrasound method, the nature of the temperature and time dependence of the kinematic viscosity of the liquid steel and 9H2MF 75H3MF. Ultrasonic testing was conducted using ultrasonic flaw detector by Krautkramer. Viscosity was measured by liquid steel damped torsional vibration crucible melt during heating and subsequent cooling of the samples in the temperature range from 1500 to 1580 °C.

Keywords: viscosity, ultrasonic testing, defects, steel.

Ультразвуковой контроль рабочих валов реверсивного прокатного стана холодной прокатки позволяет выявить дефекты металла – несплошности, заполненные газом или шлаком. Известно, что коэффициент отражения ультразвука на границе дефекта, заполненного газом, по модулю близок к единице; для дефекта, заполненного шлаком, этот коэффициент существенно меньше; слабый отраженный сигнал дают тонкие окисные пленки [1 – 4]. Чувствительность ультразвукового контроля при этом, как правило, соответствует эквивалентному размеру дефекта диам. 5 мм. Согласно требованиям ОСТ 24.023.33-86 наличие несплошностей с эквивалентным диаметром менее 7 мм считается допустимым. Например, по всей длине бочки рабочего вала из стали 9Х2МФ в результате ультразвукового контроля была обнаружена зона несплошностей с эквивалентным диаметром $\leq 4,5$ мм, залегающая на глубине 120 – 350 мм, допустимая по ОСТ 24.023.33-86. В той же зоне обнаружены многочисленные несплошности, размер которых имеет пограничное значение (рис. 1).

Результаты металлографического изучения очагов разрушения валков свидетельствуют о повышенном содержании неметаллических включений, которые после прокатки расположены в виде строчек. Неметаллические включения (окислы, сульфиды, силикаты) появляются в изделиях из стали при попадании огнеупорного материала в жидкий металл или скопления продуктов

раскисления [5 – 6]. Качественный металлографический анализ показал наличие неметаллических включений (сульфиды 4 балла и сложные оксиды 5 балла по ГОСТ 1778-70) в зоне распространения усталостного разрушения.

Актуальный вопрос о связи дефектов строения металлических материалов, регистрируемых ультразвуковым методом, со структурным состоянием их расплавов до сих пор не обсуждался. Например известно, что наличие неметаллических включений в стали влияет на жидкотекучесть расплава, процесс кристаллизации и акустические характеристики готовых стальных изделий, однако не установлено зависимости скорости ультразвука от структуры литого металла, поэтому судить о природе

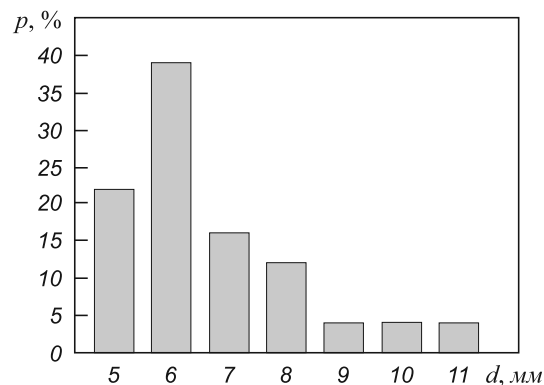


Рис. 1. Распределение несплошностей по размерам

связи акустических характеристик и структуры твердого и жидкого металла затруднительно [2 – 4].

Авторы настоящей работы предлагают перспективный способ улучшения качества изделий из сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ – гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости [7]. Этот способ позволяет получить металл с минимальным количеством дефектов и не требует высоких скоростей охлаждения [7 – 9]. Идея метода основана на предположении о том, что при температурах выше температуры ликвидус в металлической жидкости в течение длительного времени могут существовать микронеоднородности, отличные по химическому составу от окружающего расплава. Для их разрушения нужны перегревы жидкого металла до определенной для каждого состава температуры $T_{\text{гом}}$. После такого перегрева расплав необратимо переходит в состояние истинного раствора, что существенно изменяет условия его кристаллизации. Экспериментально установлено, что разрушение микронеоднородной структуры расплавов обычно сопровождается аномалиями температурных зависимостей свойств металлической жидкости, в частности вязкости. Обнаружено расхождение температурных зависимостей вязкости расплава соответствующим режимам нагрева и последующего охлаждения образца. Температуру $T_{\text{гом}}$, отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, в этом случае определяли по началу высокотемпературного совпадающего участка политерм нагрева и охлаждения. В вискозиметрических опытах с микронеоднородными расплавами зафиксирован аномально высокий разброс значений кинематической вязкости, зачастую не позволяющий корректно определить данную величину. При нагреве до $T_{\text{гом}}$ указанный разброс необратимо уменьшался до значений, соответствующих случайной погрешности измерений.

Работа посвящена исследованию связи между характеристиками структурного состояния жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ и наличием неметаллических включений размером менее 7 мм, вызывающих повышенное затухание ультразвуковых волн. Авторы предлагают научнообоснованный режим температурно-временной обработки расплава, направленный на улучшение качества рабочих валков. Исследованы температурные и временные зависимости вязкости $\nu(t)$ расплавов сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ с целью определения температур их гомогенизации.

Объектом исследования были образцы от валка из стали 9Х2МФ и 75Х3МФ, отобранные от рабочих валов реверсивного прокатного стана, характеризующихся различной степенью затухания ультразвуковых волн. Химический состав стали 9Х2МФ включает ванадий (0,01 – 0,02 %), кремний (0,25 – 0,50 %), молибден (0,2 – 0,3 %), марганец (0,2 – 0,7 %), хром (1,7 – 2,1 %) и серу (не более 0,03 %). Из поковок стали 9Х2МФ изготавливают рабочие прокатные валы.

В условиях ОАО «Уралмашзавод» проводился ультразвуковой контроль качества валков данного типа, предполагающий выявление несплошностей и других дефектов (типа трещин). Использовался переносной ультразвуковой дефектоскоп USM 35XS фирмы Krautkramer. Чувствительность контроля определялась эквивалентным диаметром несплошности, равным 5 мм.

Вязкость измеряли методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов в диапазоне температур от 1550 до 1700 °С. Измерения температурных зависимостей проводили в режиме изотермических выдержек (не менее 30 мин) со сравнительно малыми (10 – 15 °С) ступенчатыми изменениями температуры. Систематическая погрешность измерения $\nu(T)$ составляла 3 %, а случайная, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0,95$ не превышала 1,5 %. Измерение временных зависимостей вязкости осуществляли в отдельных экспериментах. При каждой температуре проводили 15 – 40 последовательных отсчетов. Температуру поддерживали на заданном уровне с точностью 1 °С с помощью высокоточного регулятора. При проведении измерений регистрацию параметров колебаний осуществляли оптическим способом с помощью системы фоторегистрации колебаний. Экспериментальная установка, методика измерений временных и температурных зависимостей кинематической вязкости расплавов и обработки экспериментальных данных подробно описаны в работах [10 – 12]. Образцы для вискозиметрического исследования были отобраны от рабочих валков реверсивного прокатного стана из стали 9Х2МФ и 75Х3МФ, характеризующихся различной степенью затухания ультразвуковых волн. Во всех опытах использовали тигли из ВеО. Опыты проводили в атмосфере высокочистого гелия под давлением 10^5 Па.

Результаты вискозиметрического исследования расплавов сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ, отобранных от рабочих валов реверсивного прокатного стана, характеризующихся различной степенью затухания ультразвуковых волн, представлены на рис. 2. Для всех исследованных расплавов обнаружено переохлаждение металлической жидкости на 50 – 60 °С. Для образцов стали 9Х2МФ, имевших дефектное строение, зафиксировано расхождение политерм нагрева и охлаждения (гистерезис) – $T_{\text{гом}} = 1540$ °С. Для всех образцов при температуре 1540 °С зафиксирован повышенный (в пределах 10 %) разброс значений кинематической вязкости в режиме нагрева металла (см. рис. 2). Обращает внимание следующая особенность: релаксация вязкости к определенному среднему значению наблюдается для образца с дефектами в режиме нагрева; для образца без дефектов – в режиме охлаждения. Все вышеперечисленные факты свидетельствуют о влиянии перегрева расплава на микро-

неоднородности наследственного характера, возникающие из-за дефектов в исходном слитке. Авторы считают, что для стали 9Х2МФ целесообразно повысить температуру нагрева расплава до 1540 – 1560 °С, т.е. применить гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости.

Полученные результаты можно качественно интерпретировать с позиций представлений о микронеодно-

родном строении металлических расплавов [5]. Согласно этим представлениям при плавлении многофазного стального слитка не образуется сразу же однородный на атомном уровне раствор легирующих элементов в железе и в определенном интервале температур продолжает сохраняться микронеоднородное состояние. В той области состояний, где указанная микронеоднородность имеет достаточно крупный масштаб, отме-

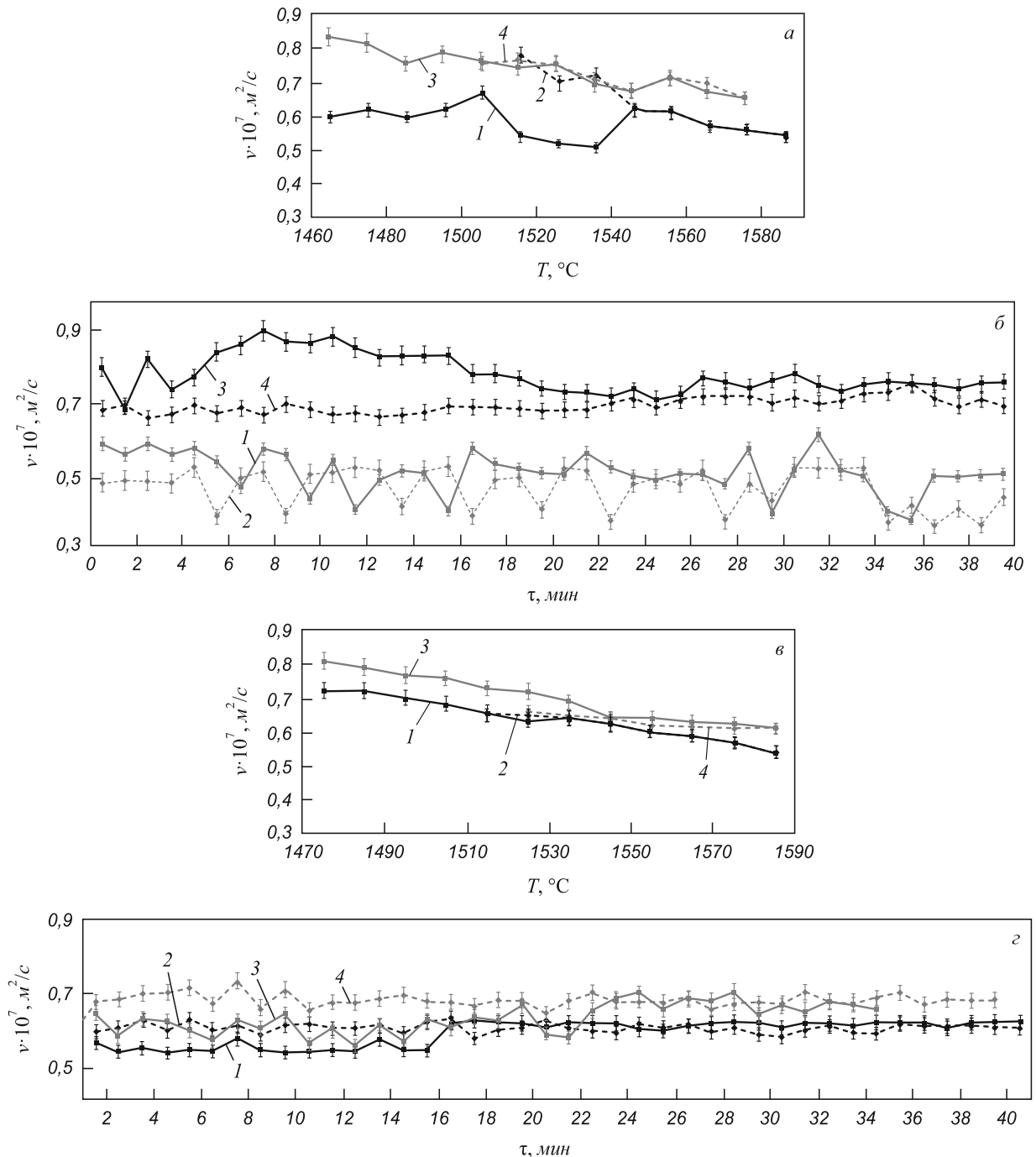


Рис. 2. Температурные и временные зависимости кинематической вязкости расплавов сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ, отобранных от рабочих валов реверсивного прокатного стана, характеризующихся различной степенью затухания ультразвуковых волн:
 а – сталь 9Х2МФ: с дефектами охлаждение (1) и нагрев (2); без дефектов охлаждение (3) и нагрев (4);
 б – сталь 9Х2МФ, 1540 °С: с дефектами нагрев (1) и охлаждение (2); без дефектов нагрев (3) и охлаждение (4);
 в – сталь 75Х3МФ: с дефектами охлаждение (1) и нагрев (2); без дефектов охлаждение (3) и нагрев (4);
 г – сталь 75Х3МФ, 1540 °С: с дефектами нагрев (1) и охлаждение (2); без дефектов нагрев (3) и охлаждение (4)

чаются неустойчивость фиксируемых значений вязкости. Судя по ветвлению кривых $\nu(T)$, переход расплава в состояние истинного раствора происходит лишь вблизи точек этого ветвления. Температуру $T_{\text{гом}}$, отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, авторы определили по началу высокотемпературного совпадающего участка политерм нагрева и охлаждения. Температура гомогенизации для жидкой стали 9Х2МФ составляет 1540 °С (см. рис. 2). Согласно работе [5], после перегрева выше $T_{\text{гом}}$ расплав стали 9Х2МФ необратимо переходит в состояние истинного раствора, что существенно изменяет условия кристаллизации металла даже при промышленных скоростях охлаждения и можно ожидать существенного повышения уровня свойств литого металла.

Выводы. Проведено вискозиметрическое исследование жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ, отобранных от рабочих валов реверсивного прокатного стана, характеризующихся различной степенью затухания ультразвуковых волн. По результатам измерений сделано заключение о характере влияния дефектов, регистрируемых ультразвуковым методом, на характер температурных и временных зависимостей кинематической вязкости жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ.

Для образцов стали 9Х2МФ, имевших дефектное строение, зафиксировано расхождение политерм нагрева и охлаждения (гистерезис) – $T_{\text{гом}} = 1540$ °С.

Для всех образцов при температуре 1540 °С, в режиме нагрева, зафиксирован повышенный (в пределах 10 %) разброс значений кинематической вязкости в режиме нагрева металла.

Авторы рекомендуют для стали 9Х2МФ повысить температуру нагрева расплава до 1540 – 1560 °С, т.е.

применить гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кретов Е.Ф. Ультразвуковая дефектоскопия в энергостроении. – Санкт-Петербург: Радиоавионика, 1995. – 316 с.
2. Муравьев В.В., Зуев Л.Б., Комаров К.Л. Скорость звука и структура сталей и сплавов – Новосибирск: Наука, Сибирская издательская фирма РАН. 1996. – 184 с.
3. Выборнов Б.И. Ультразвуковая дефектоскопия – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
4. Методы акустического контроля металлов / Н.П. Алешин, В.Е. Белый, А.Х. Водилкин и др. – М.: Машиностроение, 1989. – 456 с.
5. Атлас дефектов стали / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 188 с.
6. Металлография железа: Справ. изд. / Пер. с нем. Н. Лямбер, Т. Греди, Л. Хабракен и др. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
7. Баум Б.А. Металлические жидкости. – М.: Наука, 1979. – 135 с.
8. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
9. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства. – М.: Металлургия. 1973. – 288 с.
10. Тягунов Г.В., Цепелев В.С., Кушнир М.Н., Яковлев Г.Н. // Заводская лаборатория. 1980. № 10. С. 919 – 920.
11. Пат. 2386948 РФ. Способ бесконтактного измерения вязкости высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Выхин, В.С. Цепелев. Опубл. 20.04.2010. Бюл. № 11.
12. Пат. 104721 РФ. Устройство для исследования высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Выхин, В.С. Цепелев. Опубл. 25.05.2011. Бюл. 14А.

© 2013 г. О.А. Чикова, В.С. Цепелев, В.В. Выхин,
А.В. Белоносов

Поступила 22 июля 2013 г.

УДК 669.15-194.5:[539.374 + 544.77.051.1]

Д.О. Панов¹, А.Н. Балахнин¹, А.С. Перцев¹,
А.И. Смирнов², М.Ю. Симонов¹

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет² Новосибирский государственный технический университет

ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ЗАКАЛЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ*

Аннотация. В работе исследована эволюция структуры и свойств закаленной легированной стали 15Х3Г3МФТ при комплексной деформационно-термической обработке. Показано, что в результате последовательного сочетания холодной радиальнойковки со степенью 60 % и однократного ускоренного нагрева на 900 °С с последующей закалкой в воду в исследуемой стали реализуется наноструктурное состояние мартенсита со средним поперечным размером рейки 80 нм с высоким комплексом механических свойств. Увеличение температуры ускоренного нагрева или увеличение количества циклов вызывает снижение дисперсности структуры.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, радиальная ковка, пакетный мартенсит, холодная пластическая деформация.

DISPERSION OF QUENCHED LOW-CARBON STEEL BY COLD PLASTIC DEFORMATION WITH FURTHER INTENSIVE HEAT TREATMENT

Abstract. The evolution of structure and mechanical properties of quenched low-carbon alloyed steel 15Cr3Mn3MoVTi after complex deformation-thermal treatment is investigated. It was shown that successive combination of cold radial forging with deformation ratio 60 % and one-time accelerated heating at 900 °C with water quenching provides nanostructured condition of investigated steel with average lateral dimension martensite lath near 80 nm and high level of mechanical properties. Increase accelerated heating temperature or increase number of heating cycles reduces to coarsening of steel structure.

Keywords: low carbon steel, radial forging, batch martensite.

Большинство методов получения высокопрочного состояния в современных материалах основаны на реализации в них какого-либо неравновесного состояния: аморфного, состояния с высоким уровнем напряжений первого, второго или третьего рода [1]. Такие состояния можно реализовать при механическом или термическом воздействии, а также при совмещении или чередовании этих операций. Чем более неравновесное состояние материала будет получено в ходе его механической и (или) термической обработки, тем больше механизмов структурообразования может быть реализовано при приближении к равновесному состоянию.

При мартенситном превращении возможно образование структур различной морфологии с высокой плотностью дислокаций, границ и субграниц [2]. В сталях наиболее высоким сочетанием характеристик прочности и надежности обладает структура низкоуглеродистого пакетного мартенсита. Пакетный мартенсит образуется при закалке низкоуглеродистых конструкционных сталей, что делает эту группу материалов перспективной для изготовления высоконадежных и высокоответственных изделий [3]. Наиболее перспек-

тивной группой низкоуглеродистых сталей являются низкоуглеродистые мартенситные [4], среди которых хорошим уровнем механических свойств обладают стали типа 15Х3Г3МФТ [5].

Холодная пластическая деформация закаленных низкоуглеродистых сталей вызывает увеличение плотности дислокаций и образование дополнительно к существующим новых субграниц при эволюции и самоорганизации дислокационной подсистемы в пакетном мартенсите, что увеличивает степень неравновесности закаленного состояния [6]. Холодную пластическую деформацию таких сталей необходимо проводить методом, обеспечивающим наиболее мягкую схему нагружения, что позволит получить высокие степени деформации без разрушения материала. В этом направлении перспективным является метод радиальнойковки, схема деформации при котором позволяет реализовать высокую степень наклепа без образования трещин, а локализация очага деформации и поворот заготовки приводят к циклическому формоизменению цилиндрического полуфабриката [7].

Интенсивная термическая обработка (ИТО), заключающаяся в ускоренном нагреве в аустенитную область и последующем охлаждении холоднокованой стали с исходной высокой плотностью дефектов кристаллического строения позволит существенно диспергировать структуру, так как при этом реализуются процессы

* Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 14.В37.21.1638 «Разработка технологии получения высокопрочных наноструктурных конструкционных низкоуглеродистых сталей с износостойкими наноструктурированными покрытиями».

формирования большого количества зародышей аустенита в межкритическом интервале температур и фрагментации аустенитной структуры при мартенситном превращении во время охлаждения. Последовательное повторение нескольких циклов ИТО может увеличить эффект измельчения структуры. В результате последовательной реализации процессов структурообразования при ИТО и их многократного повторения возможно получить наноструктурное состояние с высоким комплексом механических свойств.

Целью данной работы является исследование структуры и свойств низкоуглеродистой стали 15ХЗГЗМФТ при холодной пластической деформации методом радиальнойковки и последующей многократной интенсивной термической обработке.

В качестве материала исследования выбрана низкоуглеродистая системно легированная сталь 15ХЗГЗМФТ [5] следующего химического состава, % (по массе): 0,10 С; 0,37 Si; 2,70 Mn; 2,78 Cr; 0,40 Mo; 0,12 V; 0,021 Ti; 0,009 S; 0,020 P.

Сталь 15ХЗГЗМФТ, имеющую после воздушного охлаждения от температур горячейковки мартенситную структуру, подвергали холодной пластической деформации при цеховой температуре на радиально-ковочной машине с круга диам. 19 мм на круг диам. 12 мм, что составило 60 % деформации по величине укова.

Нагрев при ИТО проводили посадкой в горячую печь со средней скоростью нагрева 4 °С/с, продолжительность быстрой аустенитизации 5 мин, охлаждение в воде. Температура нагрева при ИТО составляла 900 и 1000 °С, а количество циклов нагрева варьировали от 1 до 7.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах с использованием светового микроскопа Olympus GX 51 при увеличениях до 1000. Границы зерен аустенита выявляли модифицированным методом окисления-травления [8]. Размер зерен определяли методом секущих по ГОСТ 5639-82.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сталей проводили путем просмотра металлических фольг в электронном микроскопе Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Измерение микротвердости проводили на микротвердомере DuraScan70 по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 2 Н.

Характеристики прочности (σ_b , $\sigma_{0,2}$) определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84 на образцах типа III № 7 при испытаниях на одноосное растяжение на разрывной машине Instron 8801.

Испытания на ударную вязкость КСЧ проводили на маятниковом копре МК-30 в соответствии с ГОСТ 9454-78 на образцах типа 3.

Исследование тонкой структуры стали 15ХЗГЗМФТ, сформированной при охлаждении на воздухе от температуры окончания горячей статическойковки (~950 °С) показало, что в исходном состоянии перед холодной

пластической деформацией методом радиальнойковки (РК) исследуемая сталь имеет структуру пакетного мартенсита. В структуре наблюдается реечная фрагментация внутри пакета (средний поперечный размер рейки в плоскости фольги равен 310 нм), высокая плотность дислокаций порядка $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ и кристаллографически ориентированные карбиды, сформированные в процессе автоотпуска мартенсита при воздушном охлаждении (рис. 1, а).

Холодная пластическая деформация методом РК закаленной стали приводит к дополнительной фрагментации структуры за счет формирования деформационных ячеек внутри мартенситных реек (рис. 1, б). При этом средний размер деформационных ячеек составляет 140 нм, а средний поперечный размер рейки в плоскости фольги уменьшился до 200 нм.

После холодной пластической деформации методом РК со степенью 60 % проводили циклическую ИТО с ускоренным нагревом посадкой образцов в горячую печь и последующим закалочным охлаждением в воде. Характер изменения размера зерна при ИТО приведен на рис. 2.

Установлено, что при циклировании на 900 °С наиболее дисперсная зеренная структура аустенита со средним размером зерна 3 мкм формируется после первого цикла. Дальнейшее циклирование приводит к росту аустенитного зерна со стабилизацией его среднего размера на уровне 4 – 5 мкм. Такая тенденция изменения размера аустенитного зерна обусловлена тем, что в первом цикле ИТО нагреву подвергается сталь в холоднодеформированном состоянии, при этом проходит формирование большого количества зародышей аустенита в межкритическом интервале температур. При последующих циклах нагреву подвергается уже закаленная структура, что вызывает восстановление аустенитного зерна и некоторый его собирательный рост.

Циклическая ИТО на 1000 °С исходно холоднодеформированной стали 15ХЗГЗМФТ приводит к получению более крупного зерна аустенита со средним размером 6 мкм на первом цикле в результате более интенсивного развития процессов собирательного роста аустенитного зерна при более высокой температуре по сравнению с циклической ИТО на 900 °С. Однако общая динамика изменения зеренной структуры аустенита при циклировании на 1000 °С сохраняется. Различия в размере аустенитного зерна между центральной частью прутка и периферией после различных режимов ИТО не обнаружены.

По результатам металлографического анализа образцов стали 15ХЗГЗМФТ, подвергнутых циклической ИТО на 900 и 1000 °С, установлено, что наибольший эффект диспергирования структуры достигается на первом цикле обработки, а последующие циклы приводят к укрупнению структуры. Таким образом, однократная ИТО является наиболее перспективной для дальнейшего исследования.

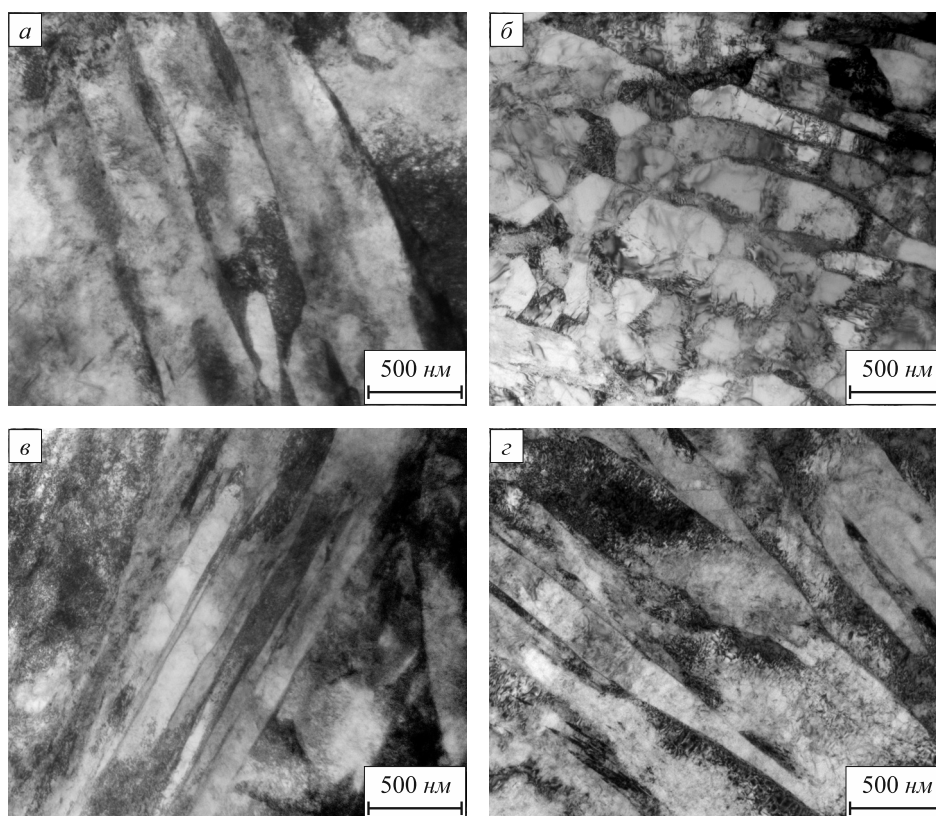


Рис. 1. Тонкая структура стали 15Х3ГЗМФТ после различных режимов обработки:
 а – закалка с температур горячей статическойковки; б – холодная пластическая деформация методом РК;
 в – ИТО на 900 °С; з – ИТО на 1000 °С

Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии тонкой структуры стали 15Х3ГЗМФТ после циклирования на 900 и на 1000 °С выявило пакетно-речное строение разной дисперсности. Так, после однократной ИТО на 900 °С со средним размером аустенитного зерна 3 мкм, наблюдается структура мартенсита со средним поперечным размером рейки в плоскости фольги 80 нм (рис. 1, в), а после однократной ИТО на 1000 °С в состоянии со средним размером зерна 6 мкм – размер рейки 290 нм (рис. 1, з). Уменьшение среднего поперечного размера рейки мартенсита в

плоскости фольги по сравнению с исходно закаленным состоянием вызвано диспергированием аустенитного зерна, так как уменьшение аустенитного зерна вызывает снижение размеров мартенситного пакета [9], что, в свою очередь, приводит к уменьшению размеров рейки.

Результаты исследования однородности распределения микротвердости по сечению прутка стали 15Х3ГЗМФТ после различных режимов обработки приведены на рис. 3.

Установлено, что в исходно закаленном состоянии наблюдается однородное распределение микротвердости по сечению, а после холодной радиальнойковки возникает ярко выраженная неоднородность – упрочненная сердцевина и периферия с пониженной твердостью и некоторым повышением твердости непосредственно у самой поверхности. Упрочнение сердцевины обусловлено наложением полей деформации от четырех бойков при холодной радиальнойковке в условиях стеснения пластической деформации в этой области [7]. Увеличение твердости в поверхностных слоях, по-видимому, вызвано высокими контактными напряжениями при воздействии бойков в процессе холодной радиальнойковки.

Однократная ИТО на 900 или 1000 °С холоднотемпературной стали вызывает падение общего уровня твердости с изменением характера ее распределения: твердость сердцевины цилиндрических образцов

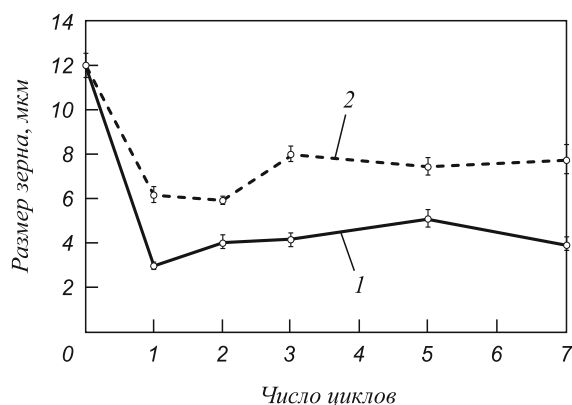


Рис. 2. Изменение среднего размера аустенитного зерна в зависимости от количества циклов ИТО стали 15Х3ГЗМФТ:
 1 – ИТО на 900 °С; 2 – ИТО на 1000 °С

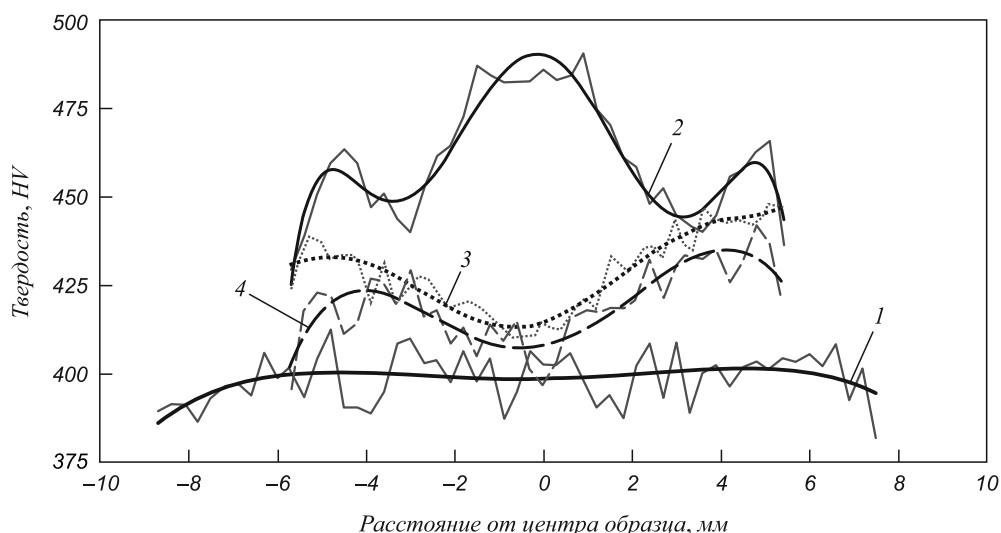


Рис. 3. Распределение микротвердости стали 15Х3ГЗМФТ после различных режимов обработки:

1 – закалка с температур горячей статическойковки; 2 – холодная пластическая деформация методом РК; 3 – ИТО на 900 °С; 4 – ИТО на 1000 °С. Примечание: серым цветом показаны экспериментальные данные, черным – аппроксимирующие кривые (полином шестой степени)

становится ниже твердости периферийных областей. Уровень твердости после одного цикла ИТО на 900 °С выше, чем после ИТО на 1000 °С при одинаковом характере распределения твердости по сечению. Уменьшение общего уровня твердости прутка вызвано более полным устранением механического наклепа и релаксацией остаточных напряжений при однократной фазовой перекристаллизации.

Характеристики механических свойств стали 15Х3ГЗМФТ после различных режимов обработки приведены в таблице.

Холодная пластическая деформация методом РК закалкой стали 15Х3ГЗМФТ вызывает увеличение характеристик прочности в результате механического наклепа и снижение пластичности, а ударная вязкость остается практически на уровне исходно закаленного состояния. Характер диаграммы одноосного растяжения холоднотекучей стали свидетельствует об отсутствии участка равномерной пластической деформации при растяжении, а пластичность при испытаниях обусловлена только локальной пластической деформацией (рис. 4).

Однократная ИТО на 900 °С после холодной пластической деформации исследуемой стали вызывает повы-

шение характеристик прочности, в том числе предела текучести на 30 %, и характеристик надежности, в том числе ударной вязкости КСЧ на 14 %, при сохранении уровня пластичности относительно исходно закаленного состояния (см. таблицу). Применение однократного нагрева на 1000 °С вызывает менее выраженный рост предела текучести (на 17 %) при существенном увеличении уровня ударной вязкости КСЧ на 44 %.

Диаграмма одноосного растяжения стали 15Х3ГЗМФТ после однократного нагрева на 900 и 1000 °С имеет выраженную площадку равномерной пластической деформации порядка 8 %, что характерно для материалов с дисперсной структурой.

Выводы. В рамках проведенных исследований показано, что в результате холодной пластической деформации методом РК со степенью 60 % исходно закаленной стали 15Х3ГЗМФТ происходит существенное увеличение характеристик прочности и падение пластичности при сохранении уровня ударной вязкости.

Установлено, что однократный ускоренный нагрев на 900 °С и закалка после холодной пластической деформации на 60 % методом радиальнойковки позволяет повысить уровень характеристик прочности (предела текучести на 30 %) и надежности (ударную вязкость

Механические свойства стали 15Х3ГЗМФТ после различных режимов обработки

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{в}}$	δ	ψ	КСУ, МДж/см ²
	МПа		%		
Закалка от температур статической горячейковки (исходное состояние)	910	1250	15	59	1,32
Холодная радиальнаяковка со степенью 60 %	1590	1600	7	53	1,39
Однократный нагрев на 900 °С	1190	1330	14	66	1,48
Однократный нагрев на 1000 °С	1065	1280	15	68	1,90

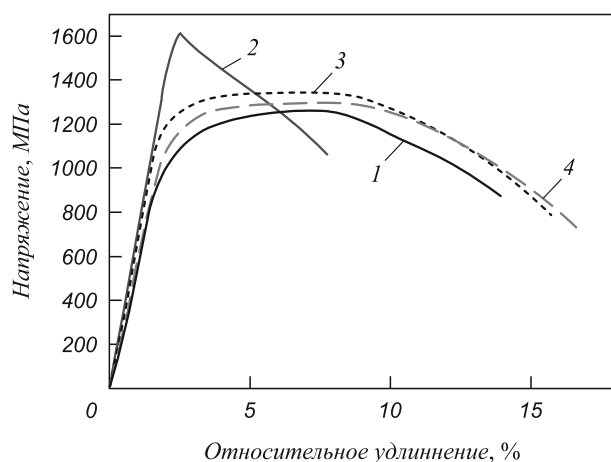


Рис. 4. Диаграммы одноосного растяжения стали 15ХЗГЗМФТ после различных режимов обработки:
1 – исходно закаленное состояние; 2 – холодная деформация методом РК; 3 – ИТО на 900 °С; 4 – ИТО на 1000 °С

КСУ на 14 %) относительно исходно закаленного состояния. Такое увеличение комплекса механических свойств достигнуто в результате измельчения аустенитного зерна с 12 до 3 мкм при нагреве и среднего поперечного размера рейки мартенсита с 310 до 80 нм при закалочном охлаждении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Капуткин Д.Е. // Фундаментальные проблемы современного металловедения. 2007. Т. 4. № 1. С. 58 – 65.
2. Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки сталей: Учеб. пособие. – М.: Наука и технологии, 2002. – 519 с.
3. Каменских А.П., Заяц Л.Ц., Клейнер Л.М. // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 93. № 1. С. 90 – 93.
4. Митрохович Н.Н., Симонов Ю.Н., Клейнер Л.М. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой: Учеб. пособие. – Пермь: Перм.гос.техн.ун-т, 2004. – 123 с.
5. Пат. 2477333 РФ. Низкоуглеродистая легированная сталь / Ю.Н. Симонов, Д.О. Панов, М.Ю. Симонов и др. 2013. Бюль. № 7.
6. Васильева А.Г. Деформационное упрочнение закаленных конструкционных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 231 с.
7. Тюрин В.А., Лазоркин В.А., Поспеев И.А. Ковка на радиально-обжимных машинах. – М.: Машиностроение, 1990. – 256 с.
8. Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О. // Заводская лаборатория и методы неразрушающего контроля. 2008. № 6. С. 42 – 45.
9. Изотов В.И., Вознесенский В.В., Бащенко А.П. Влияние величины исходного зерна на структуру и предел текучести стали, закаленной на мартенсит // В сб. науч. тр. ЦНИИЧМ «Проблемы металловедения и физики металлов». – М.: Металлургия, 1976. № 3. С. 192 – 199.

© 2013 г. Д.О. Панов, А.Н. Балахнин, А.С. Перцев,
А.И. Смирнов, М.Ю. Симонов
Поступила 6 июля 2013 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.771

Л.В. Радионова

Южно-Уральский государственный университет

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБОМ В МНОГОРОЛИКОВОМ УСТРОЙСТВЕ

Аннотация. В статье описана математическая модель знакопеременной деформации изгибом проволоки на многороликовом устройстве. С помощью разработанной модели можно определить величину пластической зоны деформации изгибом в зависимости от диаметра проволоки и конструктивных особенностей роликового устройства, а также усилие протяжки проволоки через него. Предложенная модель позволяет выбирать конструкцию роликового устройства в зависимости от технологических параметров, а именно усилия протяжки через роликовое устройство, величины пластической зоны знакопеременной деформации в сечении проволоки и ее механических свойств.

Ключевые слова: волочение, проволока, знакопеременная деформация изгибом, многороликовое устройство.

MATHEMATICAL MODELING OF SIGN-VARIABLE BENDING DEFORMATION IN A MULTI-ROLLER DEVICE

Abstract. This article describes a mathematical model of the sign-variable bending deformation the wire on a multi-roller device. The model is used to calculate the zone of plastic deformation on the cross section of the wire and the pulling force through the multi-roller device. The calculation is depending on diameter of the wire and design the multi-roller device. The developed model enables you to choose design the multi-roller device according to process parameters: the pulling force, the necessary size of the zone of plastic deformation and mechanical properties of the wire.

Keywords: drawing, wire, sign-variable bending deformation, multi-roller device.

Основным способом получения проволоки различного назначения в настоящее время является волочение в монолитной волоке. Этот способ отличается относительной простотой, хорошо изученной теоретической и практической базой. Для его осуществления имеется необходимое оборудование, освоено производство инструмента. Однако волочение в монолитной волоке является процессом консервативным, так как в процессе обработки практически отсутствует возможность активного управления напряженно-деформированным состоянием в очаге деформации, которое в значительной степени определяет качество готовой продукции и эффективность процесса.

Деформация изгибом при обработке металлов давлением проводится для достижения различных целей, таких, как снятие остаточных напряжений (рихтовка), удаление окалины, производство проволоки растяжением с изгибом, а также может быть использована в качестве упрочняющей – разупрочняющей обработки [1 – 6].

По результатам обзора, сделанного в работе [1], в качестве устройства, позволяющего осуществлять знакопеременную деформацию, наиболее простым и эффективным является роликовое устройство.

Целью настоящей работы является разработка математической модели многороликового устройства, которая позволила бы определить проработку сечения проволоки знакопеременной деформацией изгибом,

требуемое количество роликов, необходимую и достаточную кривизну проволоки на роликах, усилие протяжки проволоки через роликовое устройство.

При обработке проволоки на многороликовом устройстве материал ее испытывает упругопластическую деформацию многократного переменного изгиба и растяжения.

Проволока при движении по роликам непрерывно изменяет свою кривизну как по величине, так и по знаку. Наибольшую кривизну она приобретает при переходе через ролики в точках плотного прилегания, здесь изгибающие напряжения достигают максимальной величины (рис. 1).

Поскольку проволока непрерывно движется, то все ее сечения проходят участки наибольшей кривизны и, таким образом, по всей длине она испытывает в разное время одинаковую наибольшую деформацию изги-

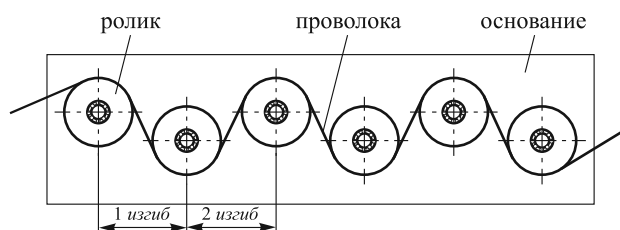


Рис. 1. Роликовое устройство
для знакопеременной деформации изгибом

ба [5, 7]. Наряду с изгибом проволока испытывает также и растяжение. Диаграмма растяжения проволоки позволяет установить связь между напряжениями σ и деформациями ε . Однако она неудобна для пользования при расчетах, поэтому по ее данным может быть построена схематизированная диаграмма (рис. 2), согласно которой

$$\sigma = E\varepsilon \text{ при } \varepsilon \leq \varepsilon_{0,2};$$

$$\sigma = \sigma_{0,2} + E_1(\varepsilon - \varepsilon_{0,2}) \text{ при } \varepsilon \leq \varepsilon_{0,2},$$

где E – модуль упругости первого рода; E_1 – модуль упрочнения; $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести; $\varepsilon_{0,2}$ – относительная линейная деформация, соответствующая $\sigma_{0,2}$.

Рассмотрим напряжения в точках упругой и упруго-пластической зон поперечного сечения проволоки радиусом r , а также определим границу этих зон y_T (рис. 3).

Напряжение в упругой зоне поперечного сечения при $y \leq y_T$ определяется по формуле

$$\sigma_1^y = E\chi_1 y = E \frac{y}{\rho}, \quad (2)$$

где $\chi_1 = \frac{1}{\rho}$ – кривизна осевой линии проволоки в месте плотного облегания ролика при первичном изгибе; ρ – радиус кривизны; y_T – ордината границы упругой и пластической зон при первичном изгибе.

На границе упругой и упруго-пластической зон, т.е. при $y = y_T$, имеем

$$\sigma_1^y = E\chi_1 y_T = \sigma_{0,2}. \quad (3)$$

$$\text{Откуда получим } y_T = \pm \frac{\sigma_{0,2}}{E\chi_1} = \frac{2\sigma_{0,2}}{Ed}.$$

Из равенства (3) также следует, что пластические деформации при первичном изгибе начинают появляться, когда кривизна будет

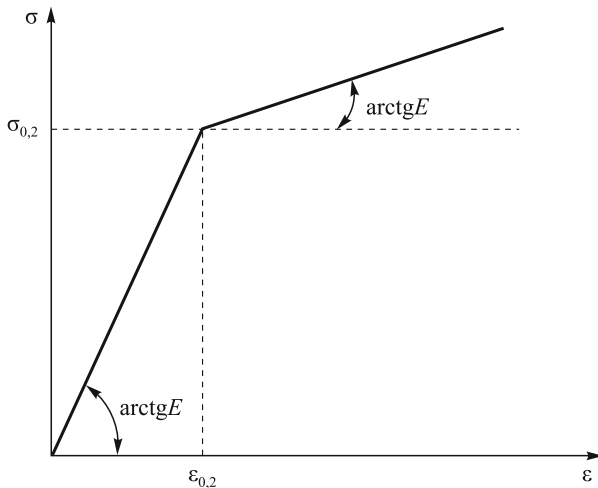


Рис. 2. Схематизированная диаграмма растяжения

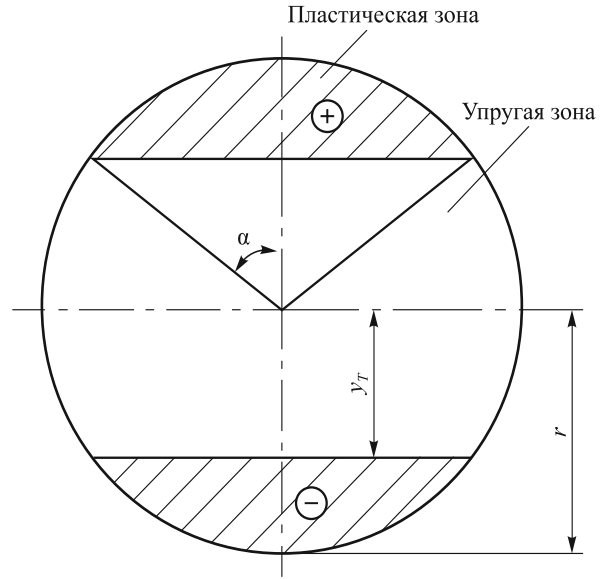


Рис. 3. Сечение проволоки

$$\chi \geq \frac{\sigma_{0,2}}{Ey_{\max}} = \frac{2\sigma_{0,2}}{Ed} \quad (4)$$

или

$$\rho_{T1} \leq \frac{Ed}{2\sigma_{0,2}}, \quad (5)$$

где ρ_{T1} – величина радиуса кривизны осевой линии проволоки, при которой начинают появляться пластические деформации первичного изгиба; d – диаметр проволоки.

Напряжения в пластической зоне поперечного сечения в соответствии с принятой схематизированной диаграммой упругого линейно-упрочняющегося тела определяются формулой

$$\sigma^{\text{пл}} = \sigma_{0,2} + E_1(\varepsilon - \varepsilon_{0,2}), \quad (6)$$

или, учитывая, что $\varepsilon_{0,2} = \frac{\sigma_{0,2}}{E}$, $\varepsilon = \chi_1 y$ и вводя обозначение

$\lambda = 1 - \frac{E_1}{E}$, получим

$$\sigma^{\text{пл}} = \sigma_{0,2}\lambda + E_1\chi_1 y. \quad (7)$$

Наибольшее нормальное напряжение будет равно

$$\sigma^{\text{пл}} = \sigma_{0,2}\lambda + E_1\chi_1 y_{\max}. \quad (8)$$

Изгибающий момент в поперечном сечении проволоки на участке наибольшей кривизны при первичном изгибе будет равен

$$M_{\text{ил}} = \int_F \sigma y dF = \int_{F_y} \sigma^y y dF + \int_{F_{\text{пл}}} \sigma^{\text{пл}} y dF = \\ (EI_{z1}^y + E_1 I_{z1}^{\text{пл}}) \chi_1 + 2\sigma_{T.V.} \lambda S_{z1}^{\text{пл}},$$

где F – площадь сечения проволоки; $I_{z1}^y = I_z - I_{z1}^{пл}$, I_{z1}^y – осевой момент инерции площади упругой зоны сечения; I_z – осевой момент инерции площади сечения относительно нейтральной линии (оси z); $I_{z1}^{пл}$ – осевой момент инерции площади пластической зоны сечения; $I_z = \frac{\pi d^4}{64}$; $I_{z1}^{пл} = 2 \frac{1}{2} \frac{Fr^2}{4} \left(1 + \frac{2 \sin^3 \alpha \cos \alpha}{\alpha - \sin \alpha \cos \alpha} \right)$, где $\frac{1}{2} F = \frac{r^2}{2} (2\alpha - \sin 2\alpha)$; α – угол при ординате границы упругой и пластической зон y_T (см. рис. 3), $\alpha = \arccos \frac{y_T}{R}$; $S_{z1}^{пл}$ – статический момент площади растянутой (сжатой) части пластической зоны $S_{z1}^{пл} = \frac{2}{3} r^3 \sin^3 \alpha$.

Догрузка растяжением происходит упруго для всех точек сечения.

При $\varepsilon \leq \varepsilon_{0,2}$

$$\sigma_{раст} = E \varepsilon_{раст}, \quad (9)$$

где

$$\varepsilon_{раст} = \frac{4Q}{\pi d^2 E}, \quad (10)$$

где Q – усилие протяжки.

Следовательно,

$$\sigma_{раст1} = \frac{4Q_1}{\pi d^2}. \quad (11)$$

Для определения усилия протяжки можно воспользоваться формулой [8]

$$Q = \frac{0,34 \sigma_{0,2} d^3}{R+r} \left(1 + f \frac{R_1}{R} \right) n, \quad (12)$$

где $f \frac{R_1}{R}$ – трение в подшипниках роликов; n – число роликов. В данной формуле величина $R+r$ есть радиус кривизны проволоки при достаточно большом угле охвата ролика проволокой. Поскольку в рассматриваемом случае угол охвата должен быть минимальным, но позволяющим охватить знакопеременной деформацией все сечение проволоки, то величину $R+r$ следует заменить величиной ρ , определяемой непосредственно на роликовом устройстве для проволоки конкретного диаметра, что позволит получить более достоверное значение усилия протяжки через роликовое устройство:

$$Q = \frac{0,34 \sigma_{0,2} d^3 n}{\rho}.$$

Максимальное нормальное напряжение, создаваемое изгибом и растяжением, определяется как

$$\sigma_{max1}^{пл*} = \pm \sigma_{max1}^{пл} + \sigma_{раст1}. \quad (13)$$

Для упругой зоны $y \leq y_{T1}$ нормальное напряжение от изгиба и растяжения равно

$$\sigma_1^{y*} = \pm \sigma_1^y + \sigma_{раст1}. \quad (14)$$

Остаточные напряжения в проволоке могут быть определены в соответствии с теоремой А.А. Илюшина [9] разностью напряжений, возникающих при нагружении и разгрузке:

$$\bar{\sigma}_1 = \sigma_1^* - \sigma_{разгр}. \quad (15)$$

Тогда справедливы выражения:

– для упругой зоны $y \leq y_{T1}$

$$\bar{\sigma}_1^{y*} = \sigma_1^{y*} - \sigma_{разгр1}^y = E \chi_1 y - \frac{M_{u1} y_{T1}}{I_{z1}}; \quad (16)$$

– для пластической зоны $y > y_{T1}$

$$\bar{\sigma}_1^{пл*} = \sigma_1^{пл*} - \sigma_{разгр1}^{пл} = \sigma_{0,2} \lambda + E_1 \chi_1 y - \frac{M_{u1} y_{max}}{I_{z1}}. \quad (17)$$

После прохождения первого ролика устройства проволока имеет остаточную кривизну

$$\chi_{ост1} = \chi_1 - \chi_{разгр1} = \chi_1 - \frac{64 M_{u1}}{E \pi d^4}. \quad (18)$$

Кривизна на втором ролике равна

$$\chi_2 = \chi_{ост1} + \chi_{изг}. \quad (19)$$

Изгибающий момент на втором ролике

$$M_{u2} = (EI_{z2}^y + E_1 I_{z2}^{пл}) \chi_2 + 2 \sigma_{0,2} \lambda S_{z2}^{пл}. \quad (20)$$

Ордината границы упругой и пластической зон сечения будет равна

$$y_{T2} = \pm \frac{\sigma_{0,2}}{E \chi_2}. \quad (21)$$

Угол $\alpha_2 = \arccos \frac{y_{T2}}{r}$.

Находим $\sigma_{раст2} = \frac{4Q_2}{\pi d^2}$ и, следовательно, нормальные напряжения на втором ролике будут равны

$$\sigma_{max2}^{пл*} = \pm \sigma_{max2}^{пл} + \sigma_{раст2}; \quad (22)$$

$$\sigma_2^{y*} = \pm \sigma_2^y + \sigma_{раст2}. \quad (23)$$

Напряжения разгрузки на втором ролике определяются как

$$\sigma_{разгр2}^y = \frac{M_{u2} y_{T2}}{I_z}; \quad (24)$$

$$\sigma_{разгр2}^{пл} = \frac{M_{u2} y_{max}}{I_z}. \quad (25)$$

Остаточные напряжения после второго ролика будут равны

$$\bar{\sigma}_2^{y*} = \sigma_2^{y*} - \sigma_{\text{разгр}2}^y \quad (26)$$

и

$$\bar{\sigma}_2^{\text{пл}*} = \sigma_2^{\text{пл}*} - \sigma_{\text{разгр}2}^{\text{пл}}. \quad (27)$$

Ординату точки перехода упругих деформаций в пластические с учетом остаточных напряжений определим по формуле

$$y_2 = \frac{\varepsilon_{0,2} y_1}{\frac{(\varepsilon_{\text{max}} + \varepsilon_{\text{ост}}) y_1}{r + \varepsilon_{\text{оступ}}}}. \quad (28)$$

Остаточные деформации определяются как

$$\varepsilon_{\text{ост}1}^y = \frac{\sigma_{\text{ост}}^y}{E}; \quad (29)$$

$$\varepsilon_{\text{ост}1}^{\text{max}} = \frac{\sigma_{\text{ост}}^{\text{max}}}{E}. \quad (30)$$

Деформация в точке y_2 определится как

$$\varepsilon_{y_2} = \frac{\varepsilon_{\text{max}2} y_1}{r} + \varepsilon_{\text{ост}}, \quad (31)$$

где

$$\varepsilon_{\text{max}2} = \frac{\sigma_2^{\text{пл}} - \sigma_{0,2}}{E_1} + \varepsilon_{0,2}. \quad (32)$$

Максимальное напряжение на втором ролике с учетом остаточных напряжений от первого ролика определяется по формуле

$$\sigma_{\text{изг+ост}2}^{\text{max}} = \sigma_{0,2} + E_1 \left(\varepsilon_{\text{max}2} + \varepsilon_{\text{ост}1} - \frac{\sigma_{0,2}}{E} \right). \quad (33)$$

Ордината границы упругой и пластической зон сечения будет равна

$$y_{T2} = \pm \frac{\sigma_{0,2}}{E \chi_2}. \quad (34)$$

Остаточные напряжения после изгиба на втором ролике определяются аналогично остаточным напряжениям после первого ролика (рис. 4).

Рабочие нормальные и остаточные напряжения для третьего, четвертого и т.д. роликов считаются аналогично напряжениям второго ролика.

Поскольку величина напряжений растяжения составляет в случае рассматриваемого роликового устройства менее 10 %, а расчеты с учетом растягивающих напряжений значительно усложняются, то напряжения растяжения учитывать не будем.

С помощью разработанной математической модели могут быть рассчитаны параметры роликового устройства. При этом в ходе выбора параметров роликового устройства необходимо достигать максимальной пластической проработки сечения проволоки без создания большого усилия протяжки Q и исключить обрывы проволоки на роликах, т.е. $\sigma_{\text{изг+ост}}^{\text{max}} < \sigma_B$. Пример результатов расчета параметров роликового устройства для обработки проволоки диаметром 3,1 мм приведен в табл. 1. Следует отметить, что шестирولیковое устройство обеспечивает полноценное огибание только пяти роликов (см. рис. 1).

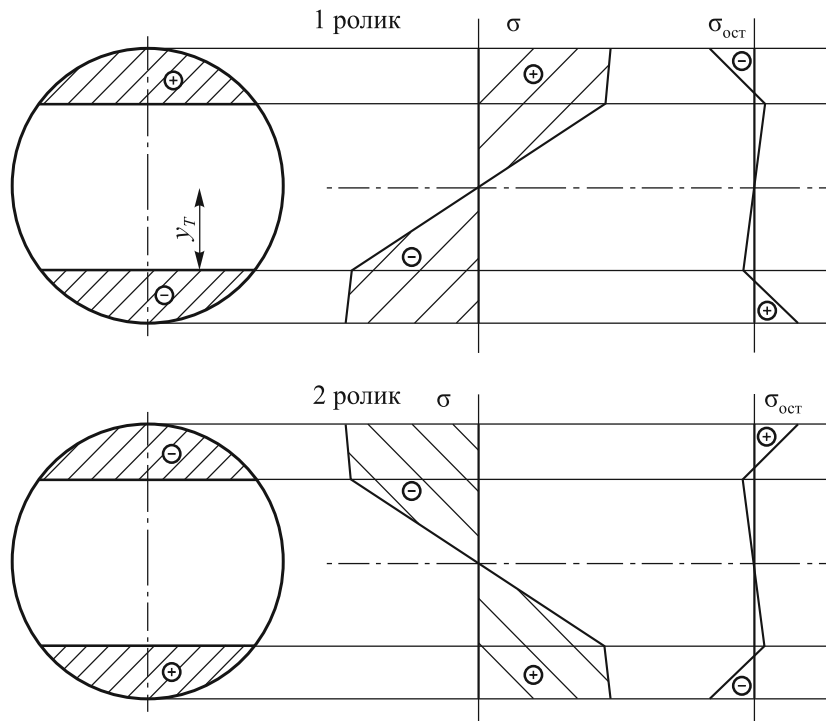


Рис. 4. Эпюры нормальных и остаточных напряжений

Таблица 1

Результаты расчета параметров настройки роликового устройства на математической модели

Номер ролика	Граница упругой зоны в проволоке, y_T , мм	Напряжения, возникающие в проволоке, $\sigma_{\text{изг+ост}}^{\text{max}}$, МПа	Усилие протяжки, Q , Н
1	–	–	–
2	0,56	1555	101
3	0,40	1573	203
4	0,31	1607	405
5	0,25	1640	608
6	0,22	1672	810

Исходные данные для расчета:

- диаметр обрабатываемой проволоки $d = 3,1$ мм;
- предел текучести металла $\sigma_{0,2} = 1500$ МПа;
- модуль нормальной упругости $E = 200\,000$ МПа;
- модуль упрочнения $E_1 = 4000$ МПа;
- радиус кривизны проволоки на роликах $\rho = 75$ мм.

Для проверки адекватности разработанной математической модели был проведен лабораторный эксперимент, в ходе которого определялось усилие протяжки через роликовое устройство проволоки диаметром 4,10; 3,10; 2,70 и 2,40 мм (табл. 2) и сравнивалось с рассчитанным на математической модели. Для проведения лабораторных исследований использовался стан однократного волочения ВСМ 1/550. Усилие протяжки в ходе лабораторного эксперимента измерялось с помощью разработанного ранее устройства [10] и метода расчета, приведенного в работе [11]. Из табл. 2 видно, что усилия протяжки, полученные расчетным и экспериментальным путем, имеют достаточно высокую сходимость. Следовательно, разработанную модель можно использовать для технологических расчетов.

Таким образом, предложена математическая модель напряженно-деформированного состояния проволоки при протяжке через многороликовое устройство. Модель позволяет определить величину пластической зоны деформации изгибом в зависимости от диаметра проволоки и конструктивных особенностей роликового устройства, а также усилие протяжки проволоки через него. Также с помощью разработанной модели можно выбрать конструкцию роликового устройства в зависимости от технологических параметров, а именно усилия протяжки через роликовое устройство, величины

Таблица 2

Сравнение экспериментальных и расчетных усилий протяжки через шестироликовое устройство

Диаметр проволоки, d , мм	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Усилие протяжки расчетное, $Q_{\text{расч}}$, Н	Усилие протяжки экспериментальное, $Q_{\text{эксп}}$, Н
4,1	1000	1230,5	1250
3,1	1500	817,4	830
2,7	1590	560,4	570
2,4	1680	413,5	420

пластической зоны знакопеременной деформации в сечении проволоки, ее механических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Харитонов В.А., Радионова Л.В., Зюзин В.И. Анализ процессов волочения проволоки с комбинированным нагружением. – Магнитогорск: МГТУ, 1999. – 40 с.
2. Колпак В.П., Суходольская Т.Ю. и др. Влияние механического воздействия на свойства сварочной проволоки // *Металлургия и коксохимия*. – Киев: Техника, 1987. Вып. 92. С. 23 – 26.
3. Гуль Ю.П., Перчун Г.И. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1990. № 3. С. 105.
4. Грачев С.В. Термическая обработка и сопротивление сплавов повторному нагружению. – М.: Металлургия, 1976. – 152 с.
5. Бояршинов М.Г., Киреев Е.М., Никифоров Б.А., Трусков П.В. // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 1984. № 10. С. 63 – 67.
6. Пат. 2183523 РФ. Способ изготовления высокоуглеродистой проволоки / Радионова Л.В., Харитонов В.А., Зюзин В.И. 2002. Бюл. № 17.
7. Туленков Ф.К. Об изменении напряженного состояния проволоки в процессе рихтовки ее на промежуточных этапах волочения // *Стальные канаты: Межвуз. сб.* – Киев: Техника, 1964. Вып. 1. С. 272 – 286.
8. Тарнавский А.Л. // *Сталь*. 1965. № 2. С. 182 – 184.
9. Илюшин А.А. Механика сплошной среды. 2-е изд. – М.: Изд-во МГУ, 1978. – 288 с.
10. Радонов А.А., Усатый Д.Ю., Сарваров А.С., Андросенко В.В. Определение момента на валу асинхронного двигателя при экспериментальных исследованиях. // *Электротехнические системы и комплексы: Межвуз. сб. науч. тр.* – Магнитогорск: МГТУ, 2000. Вып. 5. С. 125 – 129.
11. Радионова Л.В., Харитонов В.А. Проектирование ресурсосберегающих технологий производства высокопрочной углеродистой проволоки на основе моделирования. – Магнитогорск: МГТУ, 2008. – 171 с.

© 2013 г. Л.В. Радионова
Поступила 4 февраля 2013 г.

С.О. Непряхин, В.А. Шилов, Д.Л. Шварц

Уральский федеральный университет

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ПРИРАЩЕНИЕ ФЛАНЦЕВ ПРИ ПРОКАТКЕ ДВУТАВРОВЫХ ПРОФИЛЕЙ В УНИВЕРСАЛЬНОМ БАЛОЧНОМ КАЛИБРЕ

Аннотация. Разработана математическая модель формоизменения широкополочных двутавров при прокатке в универсальном балочном калибре, которая позволяет оценить влияние геометрических параметров на утяжку или приращение фланцев прокатываемого профиля. Установлено решающее влияние отношения коэффициентов обжатий шейки и фланцев на приращение (утяжку) фланцев, а также относительной высоты фланцев.

Ключевые слова: математическая модель, прокатка широкополочных балок, приращение фланцев, коэффициент обжатия, формоизменение.

THE INFLUENCE OF GEOMETRICAL PARAMETERS ON INCREMENT OF H-BEAM FLANGES IN UNIVERSAL BEAM GROOVE

Abstract. The mathematical model of metal forming under rolling of H-beam in universal beam groove was developed that enables to assess effect of the geometrical parameters on increment or pulling-down of a rolling section flange. The influence of draft ratio of web and flange on increment or pulling-down of flange and relative height of flange was determined.

Keywords: mathematical model, rolling of H-beam, increment of flange, draft ratio, forming.

При проектировании калибровок валков для прокатки двутавровых профилей на современных рельсобалочных станах, снабженных непрерывно-реверсивными группами четырехвалковых универсальных и двухвалковых вспомогательных клетей [1, 2], необходимо рассчитывать приращение фланцев в универсальных калибрах.

Для однозначного описания формоизменения металла при прокатке в универсальном калибре (см. рисунок) применены следующие безразмерные геометрические параметры: коэффициент обжатия шейки $\frac{1}{\eta_{ш}} = \frac{d'}{d}$; коэффициент обжатия полков двутавра $\frac{1}{\eta_{ф}} = \frac{a'}{a}$; относи-

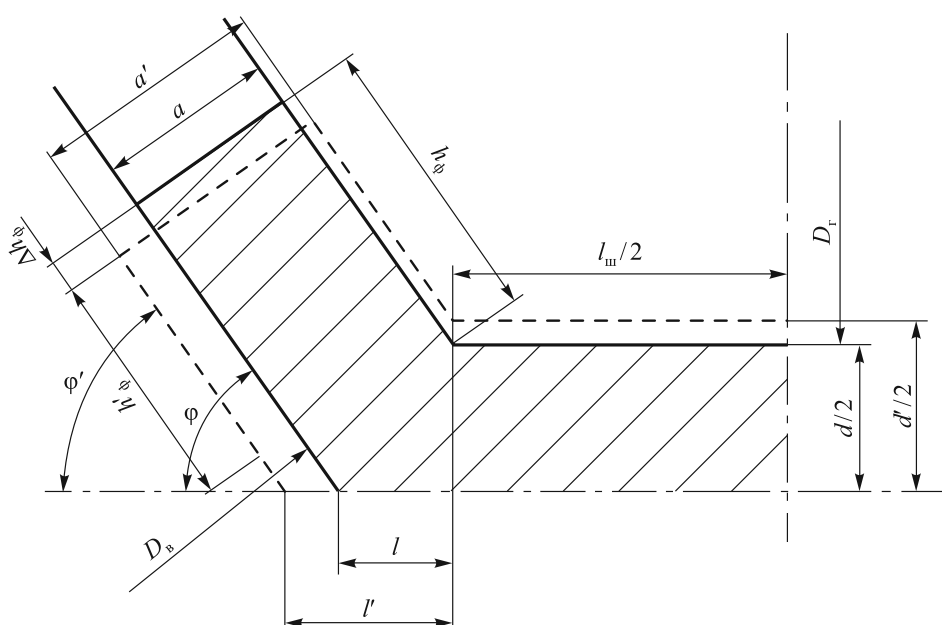


Схема прокатки двутаврового профиля в универсальном балочном калибре (ввиду симметрии показана одна четверть очага деформации, пунктирными линиями показан профиль, задаваемый в универсальный калибр)

тельная высота фланцев профиля $\tilde{b} = h_{\phi}/a$; относительная толщина фланцев $\tilde{a} = a/d$; относительное приращение фланцев $\Delta\tilde{h}_{\phi} = \Delta h_{\phi}/d$; наклон фланцев профиля $\operatorname{tg} \varphi$.

Рассмотрен случай прокатки двутавра с параллельными гранями полок ($\varphi = \varphi'$) в калибре с одинаковой длиной бочки горизонтальных валков ($l'_{\text{ш}} = l_{\text{ш}}$).

Под действием комплекса указанных безразмерных параметров фланцы двутаврового профиля обычно получают приращение $\Delta h_{\phi} = h_{\phi} - h'_{\phi} > 0$ или утяжку $\Delta h_{\phi} = h_{\phi} - h'_{\phi} < 0$ (в редких случаях).

При расчете рациональных режимов обжатий, обеспечивающих высокое качество двутавров, необходимо получить максимально возможную равномерность деформации по шейке и фланцам, что достигается за счет выполнения условия

$$\lambda_{\phi} = (1 + \varepsilon)\lambda_{\text{ш}}, \quad (1)$$

где $\lambda_{\text{ш}}$ и λ_{ϕ} – коэффициенты вытяжки шейки и фланцев ($\lambda_{\text{ш}} = \omega'_{\text{ш}}/\omega_{\text{ш}}$ и $\lambda_{\phi} = \omega'_{\phi}/\omega_{\phi}$); $\varepsilon = 0,00 \div 0,03$ для увеличения вытяжки фланцев с целью устранения волнистости стенки.

Выражая величины площадей поперечного сечения до ($\omega'_{\text{ш}}$, ω'_{ϕ}) и после ($\omega_{\text{ш}}$, ω_{ϕ}) прокатки через указанные выше безразмерные параметры и решая уравнение (1) относительно Δh_{ϕ} , получили формулу для определения относительного приращения фланцев

$$\Delta\tilde{h}_{\phi} = \frac{1}{2} \left[2\tilde{b}\tilde{a} - L'_{*} \cos \varphi + \left(1 - \frac{1}{2\eta_{\text{ш}}} \right) \sin \varphi - \frac{1/\eta_{\text{ш}}}{1/\eta_{\phi}} \times \right. \\ \left. \times \left(2\tilde{b}\tilde{a} - L_{*} \cos \varphi + \frac{1}{2} \sin \varphi + L_{**} \right) \right], \quad (2)$$

$$\text{где } L'_{*} = \frac{1}{\eta_{\phi} \cos \varphi} - \frac{1}{2\eta_{\text{ш}}}; L_{*} = \frac{\tilde{a}}{\cos \varphi} - \frac{1}{2};$$

$$L_{**} = \frac{\frac{1}{\cos \varphi} \left(1 - \frac{1}{2\eta_{\phi}} \right) - \frac{1}{2\tilde{a}} \left(1 - \frac{1}{2\eta_{\text{ш}}} \right)}{2\operatorname{tg} \varphi}.$$

Анализ полученной формулы (2) показал, что основное влияние на приращение фланцев оказывает отношение коэффициентов обжатий фланцев и шейки $\frac{1/\eta_{\phi}}{1/\eta_{\text{ш}}}$, а также относительная высота фланцев $\tilde{b}$, причем с увеличением отношения коэффициентов обжатий $\frac{1/\eta_{\phi}}{1/\eta_{\text{ш}}}$ и

относительной высоты фланцев $\tilde{b}$ приращение фланцев увеличивается. Такая зависимость подтверждается результатами теоретических и экспериментальных исследований [3]. Полученную геометрическую модель предполагается использовать для вариационного исследования закономерностей течения металла при прокатке широкополочных двутавров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Матвеев Б.Н. // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2006. № 2. С. 40 – 43.
2. Свейковски У., Нерзак Т. // Металлургическое производство и технология (МРТ). 2006. № 2. С. 50 – 56.
3. Takashima Y., Yanagimoto J. // Steel Research int. 2011. Vol. 82. No. 10. P. 1240 – 1247.

© 2013 г. С.О. Непряхин, В.А. Шилов, Д.Л. Шварц
Поступила 16 июля 2013 г.

УДК 622.236.2

А.В. Плотникова

НП «Научно-образовательный центр «Инновационные горные технологии»

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПЕРЕРАБОТКИ ТРУДНООБОГАТИМЫХ РУД НА ОСНОВЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ*

Аннотация. Рассмотрено применение магнитно-импульсной обработки железных руд с целью снижения энергоемкости помола за счет лучшего раскрытия рудной фазы при более низком содержании фракции заданной крупности.

Ключевые слова: железная руда, магнитно-импульсная обработка, раскрытие рудной фазы, готовый класс, энергоемкость, качество концентрата.

RESOURCE-SAVING TECHNOLOGY OF PROCESSING DIFFICULT BENEFICATION ORES ON THE BASIS OF MAGNETIC-IMPULSE IMPACTS

Abstract. Described the use of magnetic pulse treatment of iron ore, for reducing the energy consumption of disintegration of ore due to better discovery of grain component when the content of small particles is lower.

Keywords: iron ore, magnetic-pulse treatment, the disclosure of ore phase, fine fraction, energy intensity, the quality of the concentrate.

Самым энергоемким и дорогостоящим процессом при добыче и обогащении минерального сырья является их разрушение. Так, например, на железорудных горно-обогатительных комбинатах России на долю этого процесса приходится 70 % всех энергозатрат (~30 кВт·ч/т руды) [1].

Одним из перспективных направлений по снижению энергоемкости измельчения руды и повышению извлечения полезного компонента является ее разупрочнение путем магнитно-импульсной обработки (МИО) [2].

При сопоставимой крупности измельчения рудные и нерудные минералы труднообогащаемых руд раскрываются в меньшей степени по отношению к средне- и легкообогащаемым рудам. Для труднообогащаемых руд следует отметить более низкое количество свободных рудных зерен и повышенное количество вкрапленников. Это может быть обусловлено как малым размером зерен полезного компонента, так и высокой прочностью границ раздела рудной и нерудной фаз [3].

При электромагнитом воздействии импульсное магнитное поле распространяется по всему объему руды. При наличии в руде минералов пьезоэлектриков (например кварца) или магнитных зерен (например магнетита), МИО способствует проявлению эффектов магнитострикции и обратного пьезоэффекта. При этом, за счет неоднородности магнитно-электрических и механических свойств минералов, возникает концентрация механических напряжений, способствующих развитию дефектов на границе фаз [4].

На магнетитовых рудах были проведены исследования с целью выявления степени влияния МИО на измельчаемость и обогащаемость этих руд.

В процессе испытаний железная руда подвергалась МИО с последующим измельчением в лабораторной мельнице фиксированное время до содержания класса – 0,074 мм (ориентировочно 85 – 90 %) с дальнейшим обогащением на трубке Дэвиса. Далее проводился сравнительный анализ с результатами контрольного эксперимента, проводимого в идентичных условиях без использования МИО.

Результаты испытаний показали, что при выбранных режимах МИО прирост фракции – 0,074 мм составил менее, чем 1 %, что эквивалентно относительному приросту производительности мельницы по данному классу менее чем на 1,5 %.

Такой незначительный результат по влиянию МИО на измельчаемость руды не имеет практической ценности. Однако в пробах, подверженных МИО, содержание железа в магнитной фракции, полученной после лабораторного обогащения, увеличилось с 63,5 до 65,2 % что эквивалентно сокращению времени измельчения и затрат энергии на 12 %.

Учитывая, что практическая задача снижения удельных затрат энергии при обогащении заключается в повышении производительности фабрики по руде при сохранении энергетических затрат и качества конечного концентрата, можно сделать заключение, что использование МИО может обеспечить снижение удельной энергоемкости измельчения до 12 %. При этом такой критерий, как производительность мельницы по классу заданной крупности, становится незначимым.

* Работа выполнена при поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере.

На основании вышеизложенного можно сделать вывод, что использование МИО железных руд может обеспечить снижение удельной энергоемкости помола до 12 % за счет лучшего раскрытия рудной фазы при более низком содержании фракции заданной крупности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гончаров С.А., Ананьев П.П., Иванов В.Ю. Упрочнение горных пород под действием импульсных электро-

магнитных полей. – М.: Изд-во Московского государственного горного университета, 2006. – 91 с.

2. Чантурия В.А. // Горный журнал. 2007. № 2. С. 2 – 9.
3. Ананьев П.П., Головин Ю.И., Ермаков С.В. и др. // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2013. № 2. С. 68 – 70.
4. Гончаров С.А., Ананьев П.П., Плотникова А.В. // Горный журнал Казахстана. 2013. № 7. С. 18 – 20.

© 2013 г. *А.В. Плотникова*
Поступила 9 сентября 2013 г.

СОДЕРЖАНИЕ

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Петелин А.Л., Юсфин Ю.С., Орелкина Д.И., Вишнякова К.В. Прогнозирование опасности распространения газовых выбросов металлургических предприятий в воздушном пространстве (в приземных слоях атмосферы) за пределами промышленных центров	3
--	---

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Дашевский В.Я., Юсфин Ю.С., Подгородецкий Г.С., Баева Н.В. Производство марганцевых ферросплавов из марганцевых руд Усинского месторождения	9
Глинская И.В., Подгородецкий Г.С., Теселкина А.Э., Горбунов В.Б. Аналитический контроль металлургического процесса переработки красного шлама	17
Токовой О.К., Шабуров Д.В. К вопросу о механизме образования дефекта «корж» в непрерывнолитой аустенитной нержавеющей стали и мерах по его уменьшению. Сообщение 2	22
Тягунов А.Г., Барышев Е.Е., Тягунов Г.В., Михайлов В.Б. Эффективная технология производства жаропрочных сплавов ЭП220 и ЭП929 с использованием высокотемпературной обработки расплава	26

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Вохмяков А.М., Казяев М.Д., Казяев Д.М. Камерная печь с разделяющимся рабочим пространством	30
Реков А.М. Функции распределения пластических деформаций при осадке цилиндрического образца	34

Спитченко Д.И., Вохмяков А.М., Киселев Е.В., Казяев М.Д., Казяев Д.М. Техническое перевооружение вертикальной камерной печи для термической обработки крупных поковок	38
---	----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Капуткина Л.М., Мармулев А.В., Щетинин И.В., Эрман Г., Поляк Е.И. Исследование формирования неравномерности структуры и свойств в горячекатаной рулонной высокопрочной низкоуглеродистой стали	43
Ольшанецкий В.Е., Кононенко Ю.И. О кинетике роста перлитных колоний при распаде аустенита без и с дисперсными включениями первичных фаз	48
Чикова О.А., Цепелев В.С., Выюхин В.В., Белоносов А.В. Влияние дефектов на вязкость жидких сталей 9Х2МФ и 75Х3МФ	53
Панов Д.О., Балахнин А.Н., Перцев А.С., Смирнов А.И., Симонов М.Ю. Диспергирование закаленной низкоуглеродистой стали при холодной пластической деформации и последующей интенсивной термической обработке	57

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Радионова Л.В. Математическое моделирование знакопеременной деформации изгибом в многороликовом устройстве	62
--	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Непряхин С.О., Шилов В.А., Шварц Д.Л. Влияние геометрических параметров на приращение фланцев при прокатке двутавровых профилей в универсальном балочном калибре	67
Плотникова А.В. Ресурсосберегающая технология переработки труднообогатимых руд на основе магнитно-импульсного воздействия	69

CONTENS

THE RATIONAL USE OF NATURAL RESOURCES IN THE STEEL INDUSTRY

- Petelin A.L., Yusfin G.S., Orelkina D.I., Vishnjakova K.V.** Predicting the risk of gas emissions from smelters in airspace (at surface layers of the atmosphere) outside the industrial centers 3

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Dashevskiy V.Ya., Yusfin Yu.S., Podgorodezkiy G.S. and Baeva N.V.** Production manganese ferroalloys of manganese ore Usinskoye field 9
- Glinskaya I.V., Podgorodetsky G.S., Teselkina A.E., Gorbunov V.B.** Analytical control of metallurgical refining process red mud 17
- Tokovoi O.K., Shaburov D.V.** On the mechanism of formation of a defect "cake" in the continuous casting austenitic stainless steel and measures to reduce it. message 2 22
- Tyagunov A.G., Barushev E.E., Tyagunov G.V., Mikhailov V.B.** Effective technology for the production of heat-resistant alloys EP220 and EP929, using high-temperature treatment of the melt 26

ENGINEERING IN THE IRON AND STEEL INDUSTRY

- Vohmyakov A.M., Kazyaev M.D., Kazyaev D.M.** Chamber furnace with a shared working space 30
- Rekov A.M.** Distribution function of the plastic deformation of the cylindrical sample at draft 34

- Spitchenko D.I., Vohmyakov A.M., Kiselev E.V., Kazyaev M.D., Kazyaev D.M.** Technical re-equipment of vertical chamber furnaces for heat treatment of large forgings 38

MATERIALS SCIENCE AND NANOTECHNOLOGY

- Kaputkina L.M., Marmulev A.V., Schetinin I.V., Ehrman G., Polyak E.I.** Study of the formation of uneven structure and properties of high-strength hot-rolled low-carbon steel 43
- Olshanetsky V.E., Kononenko Y.I.** The kinetics of growth of pearlite colonies in the decomposition of austenite with and without dispersed inclusions of primary phases 48
- Chikova O.A., Tsepelev V.S., Vyuhin V.V., Belonosov A.V.** The influence of defects on the viscosity of the liquid steel and 9H2MF 75H3MF 53
- Panov D.O., Balakhnin A.N., Perzev A.S., Smirnov A.I., Simonov M.Y.** Dispersion hardened carbon steel by cold plastic deformation and subsequent intensive heat treatment 57

INFORMATION TECHNOLOGY AND AUTOMATION IN THE STEEL INDUSTRY

- Radionova L.V.** Mathematical modeling of alternating bending deformation in mnogorolikovom device 62

SHORT COMMUNICATIONS

- Nepryakhin S.O., Shilov V.A., Schwartz D.L.** The influence of geometrical parameters on the increment of I-beam flanges rolling profiles in universal beam caliber 67
- Plotnikova A.V.** Resource-saving technology of processing difficult beneficiation ores on the basis of magnetic-impulse impacts 69

Подписано в печать 03.10.2013. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 4026.

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