

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

# ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

---

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

---

3

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2012

---

**Главный редактор:**

Ю.С. ЮСФИН

**Заместитель главного редактора:**

С.П. МОЧАЛОВ

**Ответственный секретарь:**

А.Г. ГЛЕБОВ

**Заместитель ответственного секретаря:**

Н.П. ОЛЕНДАРЕНКО

**Члены редакционной коллегии:**

М.В. АСТАХОВ

Г.В. АШИХМИН

В.Д. БЕЛОВ

Е.П. ВОЛЫНКИНА

С.М. ГОРБАТЮК

ГУОИ ТАНГ (Китай)

К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела

*«Ресурсосбережение в черной металлургии»*

В.Е. ГРОМОВ

А.В. ДУБ, редактор раздела

*«Инжиниринг в черной металлургии»*

Р. КАВАЛЛА

В.М. КОЛОКОЛЬЦЕВ

К.Л. КОСЫРЕВ, редактор раздела

*«Металлургические технологии»*

В.В. КУРНОСОВ

С.С. ЛАЗУТКИН

Л.П. МЫШЛЯЕВ, редактор раздела

*«Информационные технологии  
и автоматизация в черной металлургии»*

С.А. НИКУЛИН

Г.С. ПОДГОРОДЕЦКИЙ

Л.А. ПОЛУЛЯХ

Е.В. ПРОТОПОПОВ

Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела

*«Рациональное природопользование  
в черной металлургии»*

С.В. СОЛОДОВ

Н.А. СПИРИН

М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ

М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела

*«Материаловедение и нанотехнологии»*

М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария)

А.Б. ЮРЬЕВ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати  
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

**Адреса редакции:**

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
тел./факс (499) 236-14-27;

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

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

Журнал представлен в сети INTERNET на сервере «Металлургическая отрасль России» ([www.rusmet.ru](http://www.rusmet.ru))

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

E-mail: [ferrous@misis.ru](mailto:ferrous@misis.ru)

[http://www.sibsiu.ru/Divisions\\_RedJizVz.shtml](http://www.sibsiu.ru/Divisions_RedJizVz.shtml)

E-mail: [redjizvz@sibsiu.ru](mailto:redjizvz@sibsiu.ru)

М. Эрделен-Пепплер<sup>1</sup>, Х.-Г. Хилленбранд<sup>2</sup>, С. Кальва<sup>2</sup>, Г. Кнауф<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, Германия

<sup>2</sup>Europipe, Мюльхайм-на-Руре, Германия

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИМЕНИМОСТИ ПРОГНОЗИРУЕМОЙ СПОСОБНОСТИ К УДЕРЖАНИЮ РАСПРОСТРАНЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТРУБОПРОВОДА В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР

Распространение трещин в магистральных трубопроводах является серьезной проблемой для операторов трубопроводов высокого давления. Явление распространения трещин характеризуется сложным взаимодействием между трубой и перекачиваемым газом. Более того, это очень быстрый процесс.

Устойчивость к протяженному вязкому разрушению в основном определяется испытаниями на ударную вязкость по Шарпи. Энергия удара измеряется и переносится на устойчивость к пластичному разрушению труб методом полуэмпирической корреляции. Изначально, эти формулы были выведены для сталей относительно низкой прочности с ударной энергией ниже 100 Дж посредством сопоставления данных лабораторных исследований с результатами полномасштабных испытаний на распространение трещин.

Наиболее часто используемой моделью является модель двух кривых Бателли (ВТС), предложенная Eiber, Bubenik и Maxey [1], которая, как полагают, обеспечивает надежное прогнозирование применительно к материалам со свойствами, близкими к тем, которые используются для отработки модели. Этот подход связан с декомпрессией газа и устойчивостью к распространению трещин, как несвязанных процессов, которые зависят от скорости их распространения.

Во время отработки модели ВТС, а также для материала, свойства которого были основой для этой модели, прогнозирование осуществлялось на высоком уровне. По мере повышения прочности и вязкости труб, трубы с вязкостью, превышающей вязкость удержания, не обеспечивают удержание распространения трещин. Результаты испытаний труб класса X80 и выше показаны на рис. 1. Если

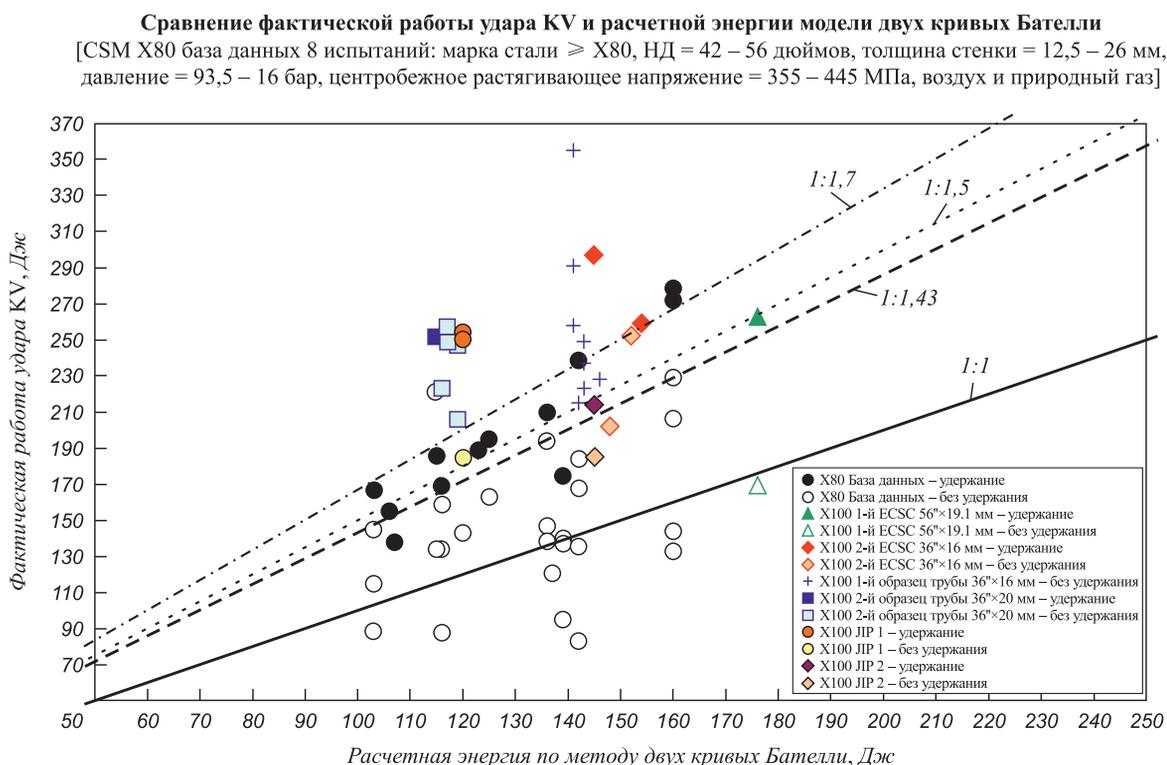


Рис. 1. Сравнение фактической работы удара KV и расчетной ВТС модели для высокопрочных сталей [2]

модель действительна для труб указанного класса, линия 1:1 должна разделять удержание (закрашенные символы) и распространение (пустые символы). Совершенно очевидно, что этого не происходит. Поэтому для снятия этих ограничений для труб класса X80 было предложено использование поправочных коэффициентов.

С другой стороны, это решение не может применяться для труб класса X100. Решение, казалось, заключалось в использовании поправочного коэффициента 1,7. Однако последующая серия испытаний, проведенных в рамках финансируемого ЕС проекта, показала, что распространение трещин в трубах с работой удара KV значительно превышает этот уровень [2].

Недавние полномасштабные испытания на разрушение труб X80 для арктических условий еще раз подтвердили ограниченность этой методологии при использовании за пределами граничных условий даже в случае применения к этим трубам соответствующего поправочного коэффициента [3]. Авторы наблюдали ограниченную деформацию, определенную по утонению стенки трубы по траектории, прилегающей к пути трещины, в сочетании с расслоением на поверхности разрушения в тех трубах, которые оказались неспособными к удержанию распространения трещин.

Несколько возможных факторов, вызывающих неспособность удержания растрескивания высокопрочными трубами, были выявлены и обсуждены, однако на сегодняшний день они не нашли окончательного объяснения, не говоря уже о каком-либо решении:

- ограниченная деформируемость/пластичность (высокое отношение  $Y/T$ , недостаточное деформационное упрочнение);
- смещение пропорции возникновения трещины и ее распространения в сторону относительно быстрого возникновения;
- проблема значимости расщеплений и других образований на поверхностях разрушения на образцах лабораторных и полномасштабных испытаний;
- проблемы со значимыми лабораторными образцами; ограничения испытаний на ударную вязкость по Шарпи для высокопрочных и высокопластичных сталей (образцы обычно не разрушаются при воздействии энергии, превышающей 200 – 250 Дж; при испытаниях на ударную вязкость по Шарпи отсутствуют различия между энергиями возникновения и распространения).

Для преодоления этой ситуации большое количество исследований было направлено на поиск альтернативных методов испытаний для измерения устойчивости к распространению трещин в лабораторных условиях, а также на совершенствование существующей методики.

## Альтернативные методы испытаний

### *Инструментированные испытания падающим грузом*

В качестве альтернативы использованию работы удара KV в ВТС модели, модель была использована относительно энергии DWTT. Испытания падающим грузом обладают преимуществами большей ширины образца под надрезом, использования полной толщины стенок и разделения между энергией возникновения и распространения. Определенным недостатком является неопределенность измерений, которые в значительной степени определяются различными методами испытаний и оценки, используемыми для нестандартных испытаний в различных лабораториях.

Были предприняты первые попытки замены работы удара KV полной энергией DWTT. Для высококачественных высокопрочных сталей проблема снижения доли энергии распространения по отношению к полной энергии не была решена. Поэтому предпринимались различные попытки экспериментального снижения энергии возникновения. Были тщательно изучены образцы с дополнительным надрезом по боковым граням [4], образцы с предварительно нанесенной трещиной [5] и образцы с концентратором в виде охрупченной области, нанесенной наплавкой [6]. Реальный прорыв не был достигнут, хотя некоторые улучшения все же отмечались. Авторы работы [7] утверждают, что при использовании энергии DWTT отсутствует необходимость коррекции для сталей более высоких категорий прочности. В других исследованиях приводится детальное описание полного сопротивления разрушению, полученное посредством использования энергии распространения DWTT [8]. С другой стороны, было продемонстрировано, что энергия DWTT может дать полное представление о сопротивлении разрушению, но разность между энергией в состоянии сдерживания и распространения для высокопрочных сталей может быть настолько мала, что она будет находиться в пределах разброса результатов заводских испытаний [2].

### *СТОА (угол раскрытия в вершине трещины)*

СТОА в качестве параметра для описания устойчивости к распространению трещин обсуждается с 80-х годов прошлого века [9]. Первые эксперименты были поставлены в авиационно-космической промышленности на алюминиевых листах. Было отмечено, что СТОА при возникновении трещины обычно высок, но после расширения трещины очень малой длины остается стабильным на нижнем уровне (рис. 2, [10]).

К сожалению, СТОА зависит от ширины образца. Увеличение ширины образца под надрезом приводит к снижению СТОА. По сути, это означает, что необходимо найти критерий переноса, чтобы связать значение, измеренное на лабораторных образцах, с процессом расширения вязкого разрушения в трубе.

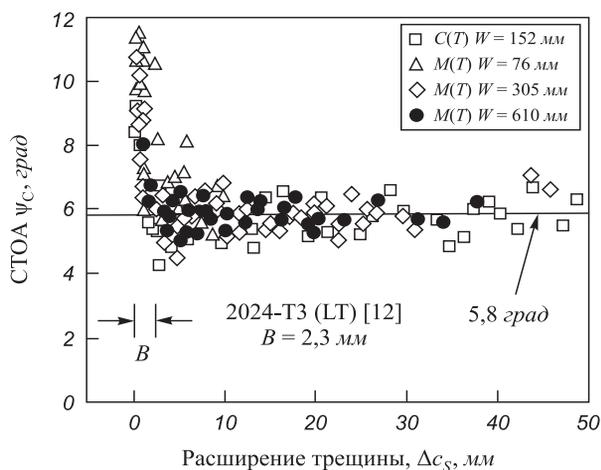


Рис. 2. Измерения СТОА в образцах алюминиевых листов [5]

Экспериментально были исследованы различные методы измерения СТОА на участке трубы.

Метод СТОА для двух образцов, предложенный в работе [11], основан на тестировании двух комплектов образцов DWTT, имеющих различную ширину образца под надрезом (за счет изменения глубины надреза). Разница в потребляемой энергии двух образцов считается энергией распространения трещины с длиной, равной разнице между двумя значениями ширины образца под надрезом. Критический СТОА рассчитывается с использованием полной энергии, измеренной в процессе испытаний. Процедура была успешно применена в отношении труб малой прочности и вязкости [12], но имеет некоторые ограничения в отношении высокопрочных труб с высокой вязкостью (энергия Шарпи > 200 Дж). Процедура была модифицирована для сокращения растущей доли энергии возникновения посредством испытаний образцов с предварительно нанесенной трещиной, щелевых образцов и образцов с шевронным надрезом (например, [13]). Эти изменения позволили достичь некоторого успеха в отношении высокопрочных сталей [14]. Однако недавние исследования продемонстрировали сохранение большой неопределенности в расчетах СТОА в зависимости от используемых параметров (на примере расчетов между 3,1° и 11,6°) [15].

В методике одиночного образца для определения СТОА используются результаты испытаний SEB (испытания на изгиб образца с односторонним надрезом) [16]. Также как в методе двух образцов, неопределенность в расчетах возникает в результате использования различных параметров вращения пластичного шарнира, геометрической константы и напряжения динамического течения. Чтобы преодолеть определенные проблемы, был разработан метод упрощенного одиночного образца, в котором не требуется использование напряжения динамического течения, которое не может быть определено непосредственно, поэтому используется оценочное значение [17].

Активно исследовалась возможность замены испытываемых образцов DWTT, например двухконсольными образцами, которые были предложены различными авторами [18, 19]. Данная конструкция имеет ряд преимуществ, так как отличается большой шириной и не требует выравнивания, однако испытательная установка сложна по сравнению с установкой DWTT. Деформация в вершине трещины измеряется посредством цифровых и видеокамер высокого разрешения. Перед проведением испытаний на образец должна быть нанесена трещина. Авторы работы [19] утверждают, что они обнаружили существенные различия в измеренных значениях СТОА вследствие неровных кромок трещины и трудностей при идентификации вершины трещины. Они пришли к выводу, что для улучшения результатов этого метода необходимы дополнительные исследовательские работы.

Методы оценки СТОА одного образца требуют использования чувствительных приборов и детального анализа для получения значения СТОА, что предполагает возникновение проблем при использовании этих методов в процессе производственных испытаний. Кроме того, для высокопрочной стали отмечаются значительные отклонения при сравнении результатов лабораторных и полномасштабных испытаний. По сути, это означает, что такой подход не решает проблемы именно высокопрочных сталей [20]. Наконец, для применения данной методики могут потребоваться эмпирические корреляции.

### **Инструментированные испытания на ударную вязкость по Шарпи**

В работе [21] продемонстрировано улучшение прогнозирования модели ВТС для современных высокопрочных сталей с использованием результатов испытаний на ударную вязкость по Шарпи и с применением поправочного коэффициента (рис. 3). Для вывода этого поправочного коэффициента были исследованы результаты измерительных ударных испытаний для разделения энергии возникновения и распространения.

### **Совершенствование методов**

Наибольшие усилия были направлены на совершенствование модели ВТС, которая рассматривает сопротивление разрушению и задающую силу, как несвязанные процессы и позволяет делать надежные прогнозы для низкосортных сталей. Большинство авторов работало с поправочными коэффициентами для отработки модели относительно разброса в прогнозах.

### **Адаптация модели ВТС CSM (BTC-CSM)**

Итальянская компания CSM (Centro Sviluppo Materiali) предложила использование поправочного коэффициента 1,7 для труб класса X100 [22]. Коэффициент является чисто эмпирическим и выведен на основе

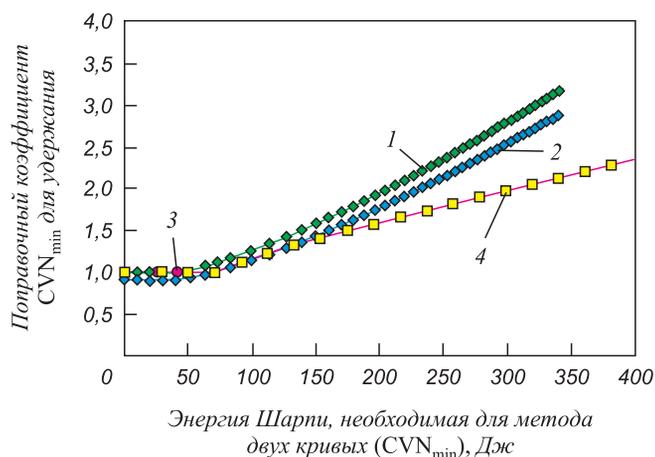


Рис. 3. Различные поправочные коэффициенты, разработанные на основе энергии Шарпи для удержания пластического разрушения с TSM:

- 1 – Уравнение Wilkovski 1977 для сталей марки X70 и ниже;
- 2 – Уравнение Wilkovski со статистической коррекцией на основе полномасштабных испытаний сталей марки X70 и ниже;
- 3 – Данные Feamehough 1977; 4 – Уравнение Leis 2000

сравнения рассчитанных и фактических значений работы удара KV основного металла труб, на которых произошла остановка разрушения в ходе полномасштабных испытаний. В свое время этот коэффициент казался пригодным, однако позже выяснилось, что даже такой высокий поправочный коэффициент приводит к неточному прогнозированию удержания.

#### Адаптация модели BTC Leis (BTC-LEIS)

Посредством разделения доли энергии возникновения и распространения при испытаниях на ударную вязкость по Шарпи Leis [23] вывел формулу расчета необходимой работы удара KV для сталей с энергией удара выше 100 Дж, представленную ниже:

$$CVN_{BTC-LEIS} = CVN_{BTC} + 0,002CVN_{BTC}^{2,04} - 21,18, \quad (1)$$

где показано увеличение необходимой прочности соответственно увеличению значений, рассчитанных с использованием оригинальной модели BTC. Автор сообщил о повышении качества прогнозирования по сравнению с оригинальной моделью.

#### Адаптация модели BTC Wilkowski (BTC-WILK)

На основе инструментированных испытаний DWTT и на ударный изгиб Шарпи с V-образным надрезом, Wilkowski [24] разработал формулу, аналогичную Leis, для коррекции изначально рассчитанной энергии удержания BTC, если энергия превышает определенный уровень:

$$BTC_{WILK} = 0,056(0,1018CVN_{BTC} + 10,29)^{2,597} - 16,8. \quad (2)$$

По результатам корреляции инструментированных испытаний DWTT на модифицированных образцах,

которые снижают энергию возникновения трещин, и испытаний на ударный изгиб Шарпи с V-образным надрезом, оценивалась доля обеих энергий при ударных испытаниях.

#### Модель Комитета по высокопрочным трубам (HLP)

Комитет по высокопрочным трубам (HLP) Японии [25] разработал имитационную модель, представляющую собой динамический вариант метода BTC, для расчета длины распространения трещины. Этот метод, как сообщается, показал хорошие результаты прогнозирования для сталей до X80 класса. Дополнительной особенностью этого метода является замена энергии Шарпи (работы KV) энергией DWTT с предварительно нанесенной трещиной. Переоценка результатов испытаний по распространению разрушения для высокопрочных сталей (в основном, X100 и выше) показала некоторое улучшение качества прогнозирования, особенно в отношении скорости разрушения (рис. 4). С другой стороны, энергия удержания не была корректно рассчитана, как в случае с оригинальной моделью BTC.

#### Модель Sumitomo

На основе исследования неопределенности ключевых переменных, которые влияют на прогнозирование модели HLP, были разработаны новые уравнения для кривой скорости распространения трещины [26]. За счет этой корректировки было достигнуто дальнейшее повышение качества прогнозирования скорости распространения трещины. После переоценки результатов испытаний X100 появилась возможность объяснения результатов неточного прогнозирования процесса распространения. Авторы пришли к выводу, что при использовании их модели и нахождения объяснения внезапному распространению может быть спрогнозирован процесс удержания распространения трещин в стали X100.

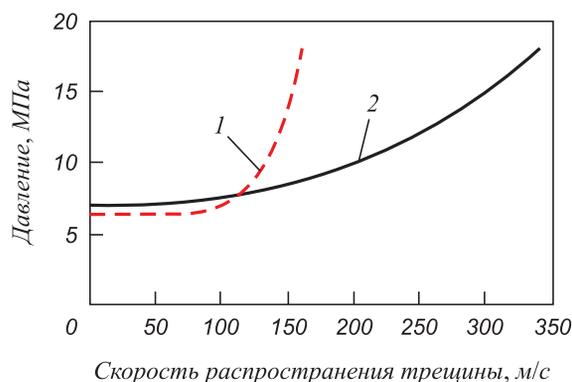


Рис. 4. Сравнение кривых скорости распространения трещины на основе метода Бателли и уравнения HLP [25]. Прогнозируемые кривые скорости распространения трещины в трубе при испытаниях ECSC. Экспериментально измеренная скорость распространения трещины составила около 310 м/с:  
1 – Battelle (Eq. 1); 2 – HLP (Eq. 5)

### Дальнейшие разработки

Leis поставил вопрос о том, является ли традиционно используемая ударная вязкость объективным параметром для сравнения труб, которые обладают способностью удерживать разрушения и тех труб, которые такой способностью не обладают [27]. Вместо этого, по аналогии с возникновением разрушения, можно предположить, что после достижения определенного уровня вязкости разрушение контролируется напряжением пластического течения. Если предположить, что это так, то разрушение будет определяться распространением нестабильности растяжения, а не бегущей трещиной. Как следствие, для описания свойств могут потребоваться совершенно другие методы испытаний. Будет интересно посмотреть, подтвердят ли эти идеи будущие исследования.

### Экспериментальные исследования

Были проведены исследования металла труб, аналогичных тем, которые использовались при полномасштабных испытаниях распространения разрушения [3]. Были исследованы различные типы материалов в отношении восприимчивости к растрескиванию, которые были последовательно пронумерованы, как 1, 2 и 3.

Поскольку инструментированные испытания падающим грузом BDWT могут стать альтернативой испытаниям на ударную вязкость по Шарпи даже при наличии конкретных проблем, касающихся интерпретации энергии, были проведены исследования для получения более полного представления об этих испытаниях. Для этой цели измерительная испытательная установка была оборудована лазерной системой для непрерывного измерения положения молота на протяжении всех испытаний и системой высокоскоростного видеоконтроля для отслеживания изменений трещины и образца.

Для оптимизации процесса возникновения трещины на образцы были нанесены прессованные и шевронные надрезы и трещины. Кривые температуры перехода регистрировались как для инструментированных испытаний падающим грузом BDWT, так и для испытаний на ударную вязкость по Шарпи.

Вначале испытания Шарпи и инструментированные испытания падающим грузом BDWT проводились и

оценивались с использованием «традиционного» метода. В дополнение к этому, для каждого образца были определены показатели поперечного уширения и разделения.

Испытания на ударную вязкость по Шарпи были проведены в соответствии с ASTM (рис. 5, б) и ISO (рис. 5, а) с помощью копра для испытания на удар с энергией 600 Дж. Заштрихованные символы обозначают неповрежденные образцы, пустые символы – поврежденные образцы. Первым и наиболее очевидным наблюдением является то, что большинство образцов оставались неповрежденными вплоть до температуры  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Даже при уровнях энергии 150 Дж (см. рис. 5, а, треугольники) образцы, по крайней мере, из одного материала, не разрушались. С другой стороны, при испытаниях по ASTM присутствуют два разрушенных образца (отмечены стрелками на рис. 5, б), которые в процессе разрушения продемонстрировали значительно более низкие значения энергии, чем неповрежденные образцы при испытаниях при одинаковой температуре. Разность зарегистрированных в процессе испытаний значений энергии между неповрежденными и поврежденными образцами достигает коэффициента 1,7. Это наблюдение не относится к высокопрочному материалу, для которого большинство образцов были повреждены при испытаниях по ASTM и где разница между значениями энергии поврежденных и неповрежденных образцов не так ярко выражена, как описано выше. Обычно, как и ожидалось, в испытаниях по ASTM отмечались более высокие значения энергии в зоне работы разрушения. Глядя на диаграммы, можно оценить испытываемый материал по зонам перехода в указанном диапазоне температур. В действительности, вплоть до температур  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ , разрушения либо полностью отсутствовали, либо отмечалось 100 % количества вязкой составляющей. Первые признаки хрупкого разрушения были заметны при  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  для всех материалов при испытаниях по ISO, при  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  при испытаниях по ASTM для высокопрочных материалов и  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  для других материалов, исключая два примера при  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Для большинства образцов, оценка показателей поперечного уширения и индекса расщеплений (количество расщеплений на 1 мм в поперечном сечении образца) была невозможна. Тем не менее, при осмотре поверхнос-

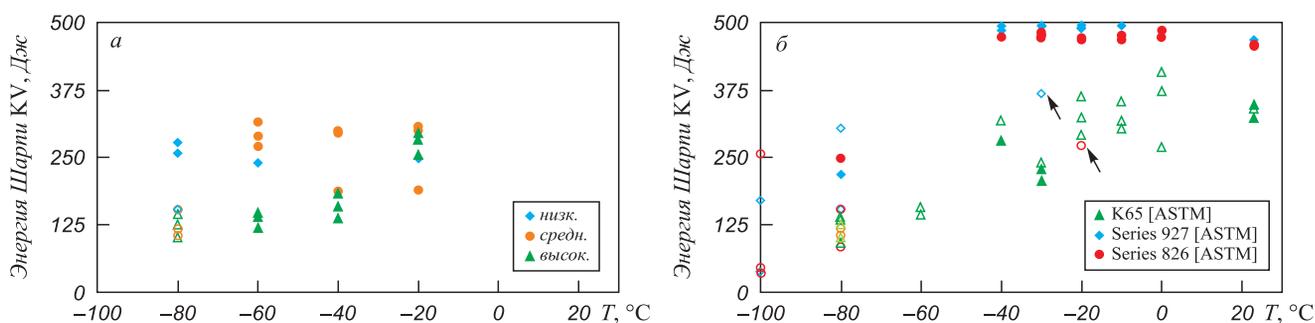


Рис. 5. Результаты испытаний на ударную вязкость по Шарпи

тей разрушения можно было выявить, как изменяется плотность расщеплений на различных образцах.

Были проведены стандартные испытания падающим грузом BDWT надрезанного образца с оценкой повреждений по API5L (рис. 6). Как и ожидалось, по сравнению с испытаниями на ударную вязкость по Шарпи, вследствие большего размера образца BDWT, возникают большие ограничения и кривая перехода несколько смещается в сторону более высоких температур. Различия между тремя материалами менее выражены, чем при испытаниях по Шарпи, хотя материалы с высокой и средней плотностью расщеплений демонстрируют несколько меньшие значения количества вязкой составляющей при одинаковой температуре. Материал с низкой плотностью расщеплений соответствует стандартным требованиям до  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ , тогда как другие материалы квалифицируются только при температурах выше  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Что касается потребляемой энергии, в ходе испытаний не было отмечено значительного отличия между испытываемыми материалами. Значения колебались в пределах полосы разброса без каких-либо явных тенденций. Метод подготовки трех надрезов, а именно прессованного, шевронного и предварительной трещины, использовался для оценки процесса образования трещины.

Прессованный надрез обычно предполагает стандартный надрез, который наносится на образец прессом с относительно тупой насадкой. Эта процедура приводит к пластификации непосредственно перед надрезом, что может привести к более высокой устойчивости к образованию трещины, особенно в высокопрочных сталях. Для компенсации этого допускается использование шевронных надрезов для облегчения процесса возникновения трещины. Чтобы усилить этот эффект, но только в исследовательских целях, поскольку это не предусмотрено нормами и стандартами, на образец для испытания падающим грузом BDWT может быть предварительно нанесена усталостная трещина. Если необходимо избежать пластификации материала перед надрезом, эта проблема решается использованием острого надреза с минимальным сопротивлением про-

цессу возникновения трещины. Теоретически, процесс распространения трещины с точки зрения поверхности повреждения и потребляемой энергии не должен значительно зависеть от типа надреза. Если это предположение верно, то энергия возникновения, а также полная энергия могут снижаться в образцах с шевронными надрезами и образцах с усталостной трещиной, в то время как энергия распространения останется постоянной.

В качестве примера выше приведены результаты испытаний материала с небольшим количеством расщеплений (рис. 7). В отличие от теории, шевронный надрез демонстрирует наименьшую энергию на этапах возникновения и распространения трещины. Хотя это более выражено на этапе возникновения, эти испытания показали, что этап распространения также зависит от типа надреза. С другой стороны, за исключением материала со средними показателями, поверхность разрушения полностью независима от типа надреза.

Что касается возможных связей между количеством расщеплений в изломе и потребляемой энергией или деформируемостью образцов, никакой четкой тенденции отмечено не было. Расщепления выявлялись в верхней области переходного режима (переходной кривой), когда количество вязкой составляющей в изломе образца превышало 75 %. Материалы с расчетными средними и высокими показателями расщеплений продемонстрировали явные расщепления на поверхности разрушения, в то время как другие были практически свободны от расщеплений. Фактические показатели расщепления материала с высокими и средними значе-

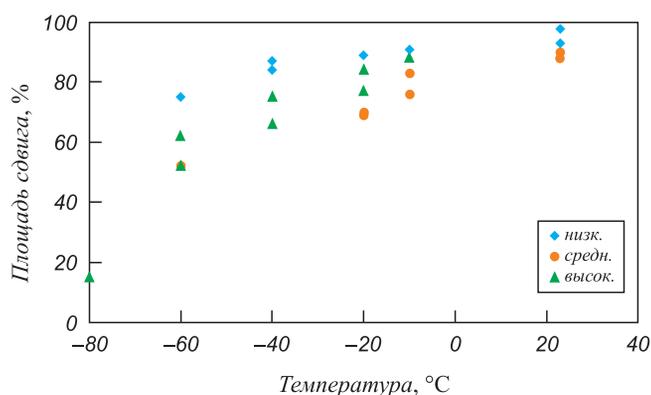


Рис. 6. Результаты испытаний падающим грузом BDWT надрезанного образца

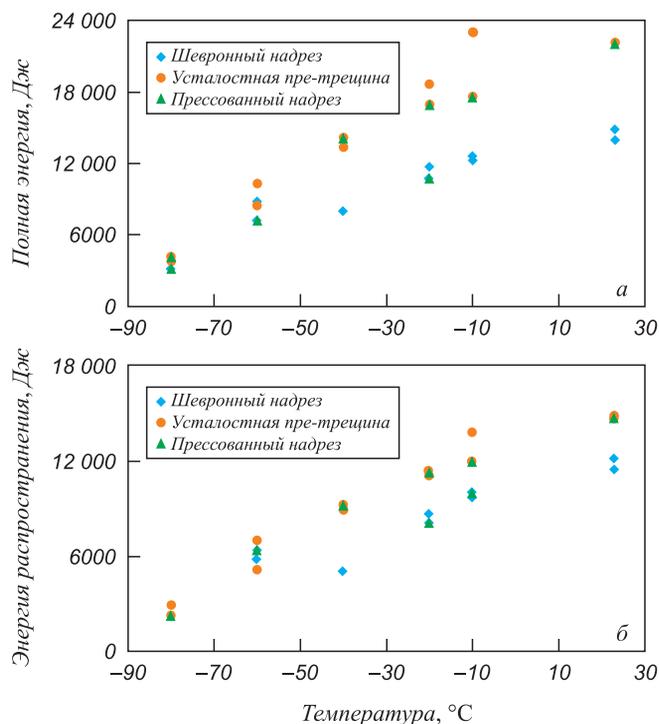


Рис. 7. Сравнение образцов с прессованным, шевронным надрезом и образцов с усталостной трещиной по результатам испытаний BDWT

ниями были относительно сходными в общей полосе разброса, однако вид поверхностей несколько отличался. Расщепления в материале с высокими показателями отличались несколько более острым углом к внешней поверхности. Несмотря на описанные различия, не обнаружилось четкой связи ни с поперечным уширением, которое осталось совершенно незатрогнутым процессом расщеплений и зависело только от количества вязкой составляющей в изломе образца, ни с самой потребляемой энергией.

В целях достижения более глубокого понимания процесса развития трещины при испытаниях падающим грузом BDWT, на установке падающего груза было смонтировано дополнительное оборудование. Лазерная система использовалась для постоянного измерения положения молота на всем протяжении испытаний. Важная информация, типа скорости движения молота, необходима для расчета потребляемой энергии. Как правило, это достижимо и без измерения фактической скорости посредством построения графика силы относительно времени и последующего расчета по формуле

$$\Delta E_0 = E_a \left( 1 - \frac{E_a}{4E_0} \right) = \bar{v} \int_0^{\bar{v}} P(t) dt, \quad (3)$$

где скорость приближенно определяется:

$$\bar{v} = \frac{1}{2}(v_0 + v_f) = v_0 \left( 1 - \frac{E_a}{4E_0} \right). \quad (4)$$

Значения энергии, рассчитанные по формуле (3), и фактическая скорость отличаются не более, чем на

1 %. Поскольку это было проверено в ряде испытаний, в дальнейшем для расчетов использовалась данная формула.

Как правило, при невозможности точного определения места возникновения трещины, с хорошим приближением можно предположить, что трещина возникает в точке максимальной силы, а образец разрушается, когда сигнал равен нулю. Зона перед максимальным значением представляет энергию возникновения, а прочие – энергию распространения. При сопоставлении энергии распространения трещины с количеством вязкой составляющей в изломе образца часто встречается большой разброс. Потенциальной причиной этого разброса является расхождение между сегментом поверхности разрушения, который используется для оценки количества вязкой составляющей, и сегментом графика силы относительно времени, которые не совпадают, как описано выше. Можно попробовать свести к минимуму этот разброс посредством расчета энергии распространения, относящейся к тому сегменту образца, где происходит фактическая оценка поверхности разрушения. Видеоизображения могут помочь для определения времени начала и завершения на графике.

На рис. 8 представлен график силы относительно времени и соответствующие кадры, записанные видеосистемой в эквивалентное время. Изображения ясно демонстрируют, что стабильная одиночная трещина развивается позднее, чем кривая достигает своего максимума. Первые признаки образования трещины появляются в сегменте, отмеченном на графике оранжевым цветом. Соответствующее изображение показано слева. Изоб-

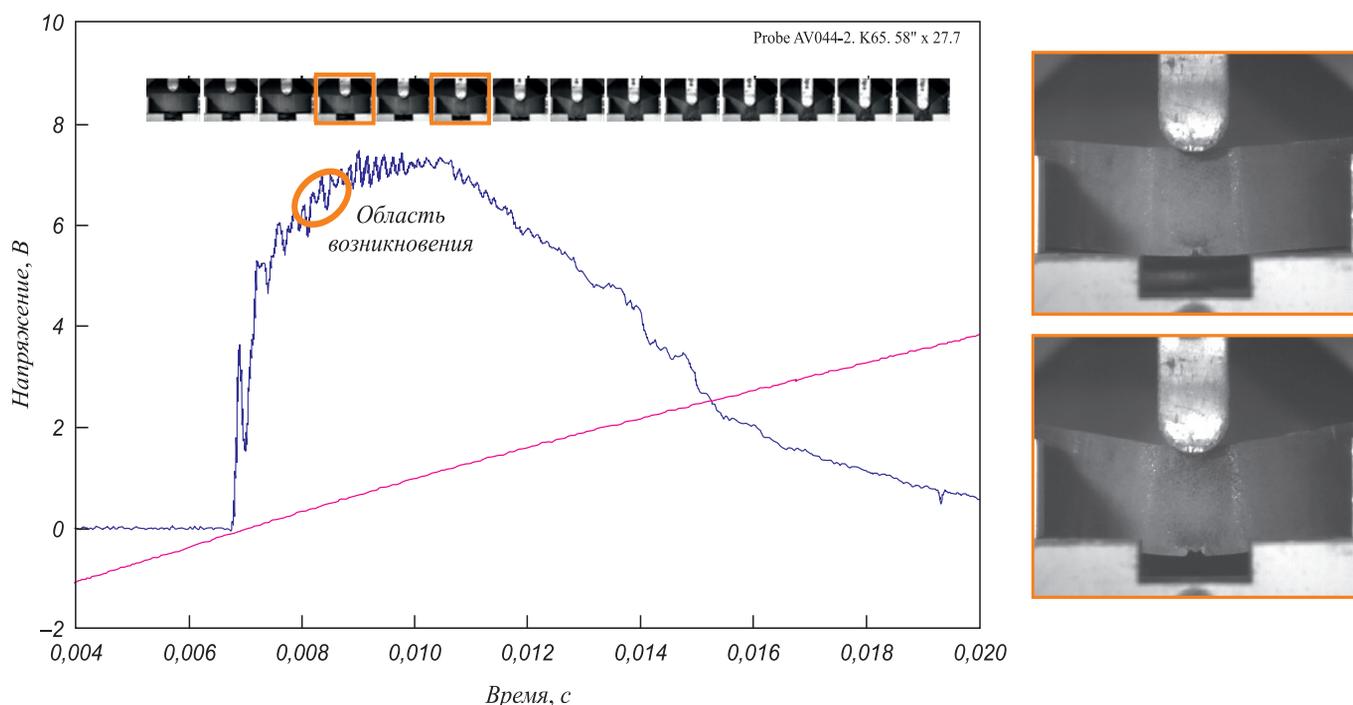


Рис. 8. График силы относительно времени и синхронизированные изображения процесса развития трещины в образце

ражение справа показывает первые признаки развития стабильной трещины и соответствует началу линейного сегмента графика. Еще один важный вывод связан с концом линейного сегмента графика: как можно видеть на цифровых изображениях, образец на тот момент не разрушен. На самом деле, на тот момент образец не затронут на одну треть своей ширины. С другой стороны, от этой точки и далее происходит значительное отклонение образца. Это приводит к неопределенному напряженному состоянию, в котором опоры, трение и молот оказывают сильное влияние на потребляемую энергию в отличие от трещины, являющейся единственным потребителем энергии. Таким образом, этот сегмент графика силы относительно времени не следует учитывать при расчетах энергии распространения.

Графики силы относительно времени для трех испытываемых материалов были пересмотрены в соответствии с описанной выше методикой. Как и следовало ожидать, новые расчеты привели к меньшим значениям энергий распространения. С другой стороны, удельная энергия оказалась как выше, так и ниже удельной энергии, рассчитанной «традиционным» способом, в зависимости от кривой каждого испытания падающим грузом BDWT. Серии испытаний, заверенные к настоящему времени, не позволяют сделать однозначного статистического вывода относительно разброса. Этот вопрос должен быть изучен в предстоящих исследованиях. На рис. 9 представлена расчетная энергия в зависимости от количества вязкой составляющей. На этом графике видно, что энергия в образцах с высокой плотностью расщеплений обозначает нижнюю границу по сравнению с другими материалами.

### Корреляция с результатами полномасштабных испытаний

Как упоминалось выше, исследуемый в настоящей статье материал был проверен в ходе полномасштабных

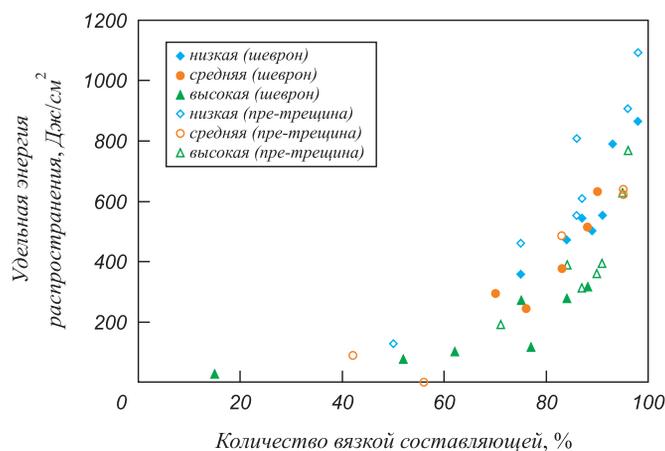


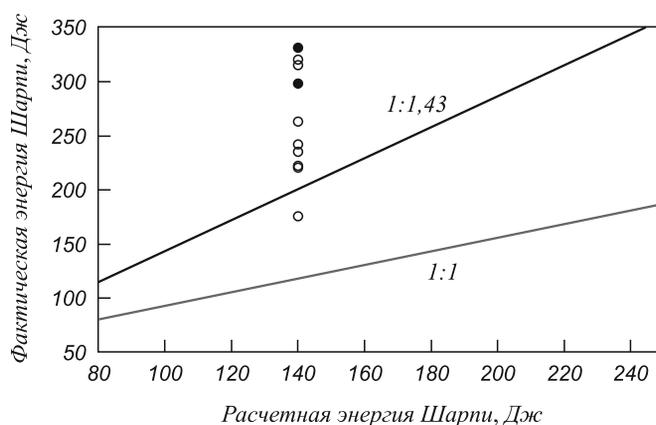
Рис. 9. Энергия распространения, рассчитанная по стадии стабильного распространения трещины в процессе испытаний падающим грузом BDWT

испытаний распространения разрушения. Использовались трубы класса K65 с наружным диаметром 1420 мм и толщиной стенки 27,7 мм. В испытываемую плетть подавался сжатый воздух под давлением 150 бар, испытания проводились при температуре  $-10^{\circ}\text{C}$ .

На основе метода ВТС была рассчитана работа удара KV, необходимая для остановки разрушения, которая составила приблизительно 150 Дж. Поскольку было известно, что оригинальная модель ВТС недооценивает необходимую способность к удержанию, применялся рекомендованный поправочный коэффициент 1,43, что повысило требуемую энергию удара примерно до 200 Дж. Как видно на рис. 10, все испытываемые трубы, за исключением одной, должны были обеспечить удержание распространения разрушения. В действительности, большинство труб не смогли этого обеспечить, за исключением двух труб, которые справились с этой задачей. Работа удара KV составляла более 300 Дж. С другой стороны, две не прошедших испытание трубы подвергались воздействию энергии удара 310 Дж.

Эти результаты показывают, что точное прогнозирование по методу ВТС невозможно, даже при использовании рекомендованного поправочного коэффициента. Очевидно, что из-за относительно высокого давления необходимая работа удара KV была очень высокой (по сравнению с исходными уровнями ниже 100 Дж) и должен быть поставлен вопрос о значимости и применимости такой высокой энергии удара.

С другой стороны, полные энергии DWTT, предположительно, допускают установление различий между трубами, способными обеспечить удержание, и трубами, которые неспособны на это (рис. 11). Интересно, что эти семь труб находились в очень узкой полосе разброса относительно работы удара KV, в то время как максимальный разброс энергии DWTT составлял около 50 %. Результаты испытаний показали, что трубы с полной удельной энергией около  $800 \text{ Дж/см}^2$  не смогли удержать распространение разрушения, а трубы с энергией DWTT более  $1000 \text{ Дж/см}^2$  способны удержать



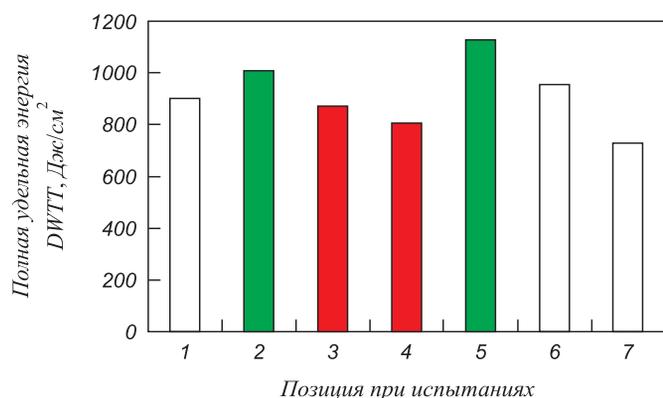


Рис. 11. Полная удельная энергия DWTT труб, проходящих испытания на стойкость к распространению разрушения:

□ – не задействована; ■ – остановка разрушения; ■ – распространение разрушения

разрушение при указанных условиях испытаний. Очевидно, что эти чисто эмпирические наблюдения действительны только для базовых условий испытаний. Тем не менее, они подтверждают, что результаты DWTT более пригодны для описания стойкости к разрушению высокопрочных сталей.

### Итоги и выводы

Выход за рамки данных полномасштабных испытаний по распространению разрушения, на основе которых были выведены эти эмпирические или полуэмпирические модели, увеличивает вероятность получения объективных прогнозов. Было подтверждено, что дело обстоит именно так, особенно для высокопрочных сталей (категории X80 и выше).

Данные исследования были проведены, чтобы понять и разрешить скрытые проблемы. В рамках этой области предметом исследования стали другие испытательные методики и уточненные существующие модели. На сегодняшний день эти усилия не принесли новых решений, способных решить проблему.

Многообещающим альтернативным методом, заменяющим испытания на ударную вязкость по Шарпи для определения стойкости материала к распространению вязкого разрушения, предположительно становятся испытания падающим грузом DWTT, которые сочетают в себе некоторые преимущества в отношении энергии удара (например, пригодность для производственных испытаний) со свойствами, которые могут помочь преодолеть ограничения испытаний на ударную вязкость (связка: ширина образца, полная толщина стенки и возможность разделить энергию зарождения и энергию распространения трещины).

В этой связи было проведено исследование сталей класса прочности K65, прошедших полномасштабные полигонные испытания. Публикации, касающиеся этих испытаний, подтверждают обнаружение взаимосвязи между образованием расщеплений и неспособностью

труб к удержанию разрушения. Таким образом, лабораторные испытания, проведенные в рамках этой работы, были направлены на выявление возможных доказательств снижения прочности или деформируемости материала, подверженного расщеплениям. Результаты могут быть суммированы следующим образом:

- обнаружена заметная тенденция относительно образца, неразрушенного в ходе испытаний по Шарпи. Разница в работе удара KV между разрушенными и неразрушенными образцами проявлялась при более высоких температурах, тогда как при переходе к более низким температурам эти параметры выровнялись;
- переход к низким температурам при испытаниях на ударную вязкость по Шарпи приводил к снижению работы удара KV без разрушения образца до температуры  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;
- испытания по ASTM продемонстрировали еще более высокие энергии удара на уровне около 500 Дж. Вызывает большие сомнения, что эти высокие значения не представляют никакого интереса;
- энергия разрушения образцов BDWT позволяет лучше определять различия между трубами со способностью удержания разрушения и трубами без этой способности;
- нанесение на образцы шевронных надрезов и усталостных трещин не снижает устойчивости к образованию трещин, а проведенная серия испытаний не выявила каких-либо преимуществ при использовании этих трудозатратных и дорогостоящих методов предварительного нанесения надрезов;
- не существует прямой связи между плотностью расщеплений, выявляемых при лабораторных испытаниях, и способностью труб к остановке разрушения при полномасштабных полигонных испытаниях. В частности, энергия разрушения образцов BDWT и поперечное уширение этих образцов демонстрируют значительный разброс при сопоставимых значениях плотности расщеплений;
- для расчета энергии распространения трещины должен быть выделен участок графика зависимости силы от времени движения бойка, соответствующий стадии стабильного распространения трещины. Чтобы прийти к сопоставимым результатам, необходимо либо точно соблюдать это условие, либо разработать общую процедуру оценки вне зависимости от оператора испытаний.

На основе этих выводов, вопрос о пригодности испытаний на ударную вязкость по Шарпи для прогнозирования способности к удержанию разрушения для высокопрочных материалов встает еще более остро. Дальнейшая работа будет направлена на развитие ис-

пытаний падающим грузом BDWT, как перспективной альтернативе, определенной по результатам этой работы. Недостаток на данный момент заключается в том, что инструментированные испытания в настоящее время не стандартизированы, а оптимизация оценки энергии распространения требуют либо дополнительного развития инструментальной методики испытаний, либо четкой регламентации процедуры их проведения. Последнее в некоторых случаях может быть затруднено, когда участок стабильного развития трещины невозможно с легкостью идентифицировать на самом графике. В дополнение к испытаниям, значительное внимание будет уделено моделированию методом конечных элементов, которое может оказать неоценимую помощь в понимании результатов испытаний. Первые результаты будут опубликованы в ближайшее время [28]. Кроме того, будет выполнена оценка динамической трещиностойкости методом испытания падающим грузом BDWT и соответствующие измерения отклонений. Ожидается появление дополнительной информации, которая поможет достоверно прогнозировать способность к остановке разрушения для высокопрочных материалов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Eiber R.J., Bubenik T.A., Maxey W.A. 1993. Battelle Columbus.
- Demofonti G., Mannucci G. Roovers P. 3R International, Special Edition. 1. 2008.
- Pyshmintsev I.Y., et al. Pipeline Technology Conference, Ostend, 2009, paper Ostend. 2009-078.
- Pussegoda L. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada, 2006. Paper IPC06-10231.
- Wilkowski G. American Gas Association / European pipeline Research Group Seminar IV, 1981.
- Wilkowski G. and Eiber R. ASM. ISBN 0-87170-027-1. 1978. P. 201 – 226.
- Wilkowski G., Rudland D., Xu H. and Sanderson N. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006, Calgary, Alberta, Canada, 2006, paper IPC06-10350.
- Wilkowski G. et al.: Recent Development On Determining Steady-State Dynamic Ductile Fracture Toughness from Impact Tests. Proceedings of 3rd International Pipeline Technology Conference, Brugge, Belgium. May 21 – 24, 2000. V. 1, 2000. P. 359 – 386.
- Kanninen M.F. Joint final report by SwRI, CSM and Snam to the PRC, 1991.
- Newman J.C. Jr., James M.A. and Zerbst U. Eng. Fracture Mechanics, 70. 2003. P. 371 – 385.
- Demofonti G., Buzzichelli G., Venzi S. and Kanninen M. 2nd International Pipeline Technology Conference. V. II. Ostend, Belgium. 1995. P. 503 – 512.
- O'Donoghue P.E., Kanninen M., Leung C. et al. Int. Journal Pressure Vessels and Piping, 70. 1997. P. 11 – 25.
- Rudland D., Wilkowski G., Feng Z. et al. Eng. Fracture Mechanics, 70. 2003. P. 567 – 577.
- Xu S., Bourchard R. and Tyson W. 5th International Pipeline Conference, IPC 2004. Calgary, Alberta, Canada. 2004. Paper IPC04-0192.
- Xu S. and Tyson W. 7th International Pipeline Conference, IPC 2008. Calgary, Alberta, Canada. 2008. Paper IPC08-64060.
- Martinelli A. and Venzi S. Eng. Fracture Mechanics, 53. 1996. P. 263 – 277.
- Xu S., Bourchard R. and Tyson W. Eng. Fracture Mechanics, 74. 2007. P. 2459 – 2464.
- Hashemi S., Howard I., Vates J. et al. 5th International Pipeline Conference, IPC 2004. Calgary, Alberta, Canada. 2004. Paper IPC04-0610.
- Darcis P. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada. 2006. Paper IPC06-10172.
- Fonzo A., Meleddu A., Demofonti G. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada. 2006. Paper IPC06-10331.
- Leis B. 3rd IPTC.
- Mannucci G. et al. 13th Biennial Joint Technical Meeting, New Orleans, USA. 2001.
- Leis B., Eiber R., Carlson L. and Gilroy-Scott A. International Pipeline Conference. V. II. 1998. ASME.
- Papka S. et al. 13th International Offshore and Polar Engineering Conference. Hawaii. 2003.
- Makino H. et al. ISIJ International, 41. 2001. P. 381.
- Makino H., et al. 7th International Pipeline Conference, IPC 2008. Calgary, Alberta, Canada. 2008. Paper IPC08-64078.
- Leis B., Zhu X.-K., Forte T. et al. E. ICF, Turin. 2005.
- To be published: Nonn A. and Kalwa C.: Modelling of Damage Behaviour of High Strength Pipeline Steel. European Conference on Fracture, 2010.

© 2012 г. М. Эрделен-Петлер, Х.-Г. Хилленбранд,  
С. Кальва, Г. Кнауф  
Поступила 10 ноября 2011 г.

УДК 669.018.298.3

**А.Б. Арабей<sup>1</sup>, И.Ю. Пышминцев<sup>2</sup>, В.М. Фарбер<sup>3</sup>, В.А. Хотинцев<sup>3</sup>, А.О. Струин<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>ОАО «Газпром»

<sup>2</sup>ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

<sup>3</sup>Уральский федеральный университет

## ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ КЛАССА ПРОЧНОСТИ X80 (K65)

Надежность эксплуатации магистральных трубопроводов для транспортировки энергоносителей определяется комплексом свойств основного металла труб и сварных соединений. Разработка новых сталей, исполь-

зование современных технологий позволили получать высокопрочный лист и, соответственно, сварные трубы с исключительно высоким уровнем вязко-пластических характеристик [1, 2]. Это определило повышенное вни-

мание к обеспечению и прогнозированию эксплуатационной надежности и трещиностойкости – способности металла сопротивляться распространению трещин по результатам лабораторных и полномасштабных полигонных (натурных) испытаний, требующих существенных затрат [3 – 5].

Главное преимущество полигонных испытаний заключается в учете масштабного фактора: исследуются свойства самой трубы в условиях, приближенных к условиям эксплуатации. Основной недостаток – низкая статистическая значимость, так как невозможно исследовать на разрушение каждую трубу. К тому же при полигонных испытаниях крайне сложно поддерживать стабильными многие значимые параметры: температуру трубы, качество ее засыпки грунтом, характеристики газа-наполнителя и т.д.

Лабораторные испытания существенно дополняют полигонные, поскольку позволяют проводить относительно простые испытания большого числа образцов при строго определенных условиях. Однако напряженно-деформированное состояние в образцах отличается от того, которое создается в трубе, а химический состав, структура и механические свойства металла трубы (листа) могут варьироваться в определенных пределах.

Цель настоящей работы – изучение механизмов разрушения основного металла газопроводных сварных труб класса прочности X80 (K65) при натурных и лаборатор-

ных испытаниях и выявление на этой основе основных параметров, характеризующих их трещиностойкость.

Исследованы образцы, вырезанные из труб диаметром 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм после полигонных испытаний. Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 1.

Испытания на ударную вязкость проводились по ГОСТ 9454-78 на образцах Шарпи сечением 10×10 мм<sup>2</sup>, вырезанных поперек направления прокатки листа, в диапазоне температур от +20 до –90 °С.

Фрактографический анализ изломов включал в себя выделение на поверхности разрушения следующих зон:  $L_C$  – сдвиговой (стабильного роста магистральной трещины) и  $L_B$  – волокнистой, где, как и в зоне  $L_C$ , происходит преимущественно вязкое разрушение (рис. 1) [4]. Замер их величины проводили в направлении распространения магистральной трещины на фрактограммах, полученных при пятикратном увеличении.

Рассчитывалось отношение линейных размеров зон к высоте образца в месте надреза ( $B$ ), которое не зависит от его размера, т.е. обладает свойством подобия. На поверхности изломов имеются очаговые трещины–расщепления (РЩ), располагающиеся преимущественно в волокнистой зоне  $L_B$  (см. рис. 1).

Оценивались следующие параметры расщеплений: – площадь, занимаемая ими на поверхности изло-

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Сталь	C	Mn	Si	S	P	Mo	Cu	V	Nb	Ti
1	0,05	1,81	0,20	0,008	0,014	0,22	0,24	0,02	0,05	0,02
2	0,05	1,81	0,21	0,002	0,009	0,02	0,03	0,03	0,07	0,02
3	0,05	1,84	0,20	0,009	0,013	0,22	0,06	0,03	0,07	0,02
4	0,07	1,67	0,27	0,002	0,007	0,20	0,18	0,02	0,05	0,01

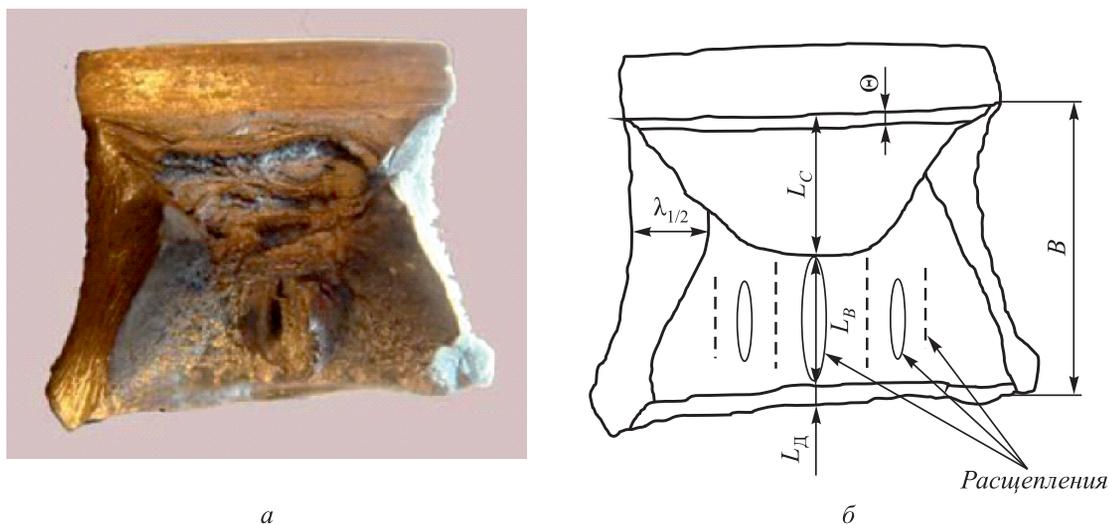


Рис. 1. Поверхность разрушения ударного образца, ×5 (а) и схема расположения зон и расщеплений в изломе (б)

ма  $S_{рщ}$ , принимая, что форма отдельного расщепления близка к эллипсовидной:

$$S_{рщ} = \frac{\pi l_{рщ} b_{рщ}}{4} n, \quad (1)$$

где  $l_{рщ}$  и  $b_{рщ}$  – длина и ширина отдельного расщепления, соответственно,  $n$  – число расщеплений;

– относительное количество  $n_{отн}$  расщеплений, исходя из предположения, что рост РЩ происходит за счет объединения мелких:

$$n_{отн} = \frac{\sum l_{рщ}}{l_{рщ}^{мин}}, \quad (2)$$

где  $\sum l_{рщ}$  – суммарная длина всех расщеплений,  $l_{рщ}^{мин}$  – длина минимального расщепления на поверхности излома данного образца;

– плотность расщеплений  $\rho_{рщ}$ :

$$\rho_{рщ} = \frac{n_{отн}}{S_{L_B}}, \quad (3)$$

где  $S_{L_B}$  – площадь волокнистой зоны  $L_B$ .

Вследствие того, что определить с высокой точностью  $S_{рщ}$  сложно, при оценке интенсивности этого процесса параметр  $\rho_{рщ}$  представляется более объективным, чем  $S_{рщ}$ .

Испытания на статическую трещиностойкость проводили по стандарту BS 7448-1 на полнотолщинных компактных образцах размером  $B \times 2B$  (где  $B$  – толщина образца) при температуре  $-20$  °С. Механический надрез на образцах и, соответственно, усталостная трещина располагались вдоль направления прокатки листа, перпендикулярно наружной поверхности трубы. Для установки экстензомера по линии нагружения образцов на них наносили ступенчатый механический надрез.

Расщепления – это особый тип очаговых трещин, которые могут возникать на поверхности изломов по-

сле испытаний на растяжение, ударный изгиб, статическую трещиностойкость, падающим грузом, а также при вязком распространении трещины в современных трубах большого диаметра [4 – 8].

Возникновение РЩ в современных трубных сталях не связано с неметаллическими включениями, а обусловлено особенностями формирования микроструктуры при прокатке листа [5 – 8], что определяет их строго определенную ориентацию вдоль направления прокатки листа (рис. 2, а).

В изломе труб, образцов Шарпи и компактных образцов, применяемых для исследования статической трещиностойкости, РЩ, как правило, находятся в основном в волокнистой зоне  $L_B$  и весьма редко в сдвиговой зоне или зоне усталостной трещины (см. рис. 2).

Установлено, что в рельефе боковых поверхностей РЩ имеется значительная доля хрупкой составляющей (рис. 3). В то же время в окрестностях РЩ и между ними наблюдается чисто вязкий чашечный излом, подобный тому, который формируется в сдвиговой зоне.

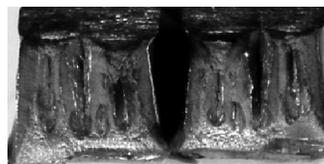
Первые РЩ в изломах образцов обеих сталей появляются в зоне  $L_B$  при  $T_{исп} = -20$  °С и при понижении  $T_{исп}$  вплоть до  $-60$  °С включительно их плотность и площадь интенсивно возрастают (рис. 4, а). Стали 1 и 2 имеют сходные зависимости KCV от температуры испытаний в интервале  $(+20) - (-90)$  °С. Высокие значения KCV ( $350 - 360$  Дж/см<sup>2</sup>) при  $T_{исп} = (-20) - (+20)$  °С соответствуют практически постоянной величине  $L_B/B$  на уровне  $55 - 60$  %, а снижение KCV сопровождается ростом  $L_B/B$  вплоть до  $T_{исп} = -60$  °С (рис. 4, б). При  $T_{исп} = -90$  °С зона  $L_B$  неизменна и на поверхности излома появляется область хрупкого скола.

Морфология РЩ (форма и расположение на поверхности) одинакова во всех изученных сталях, что позволяет по морфологическим признакам условно разбить их на три группы.

Мелкие РЩ длиной  $l_{рщ} \leq 1/4 L_B$ . Ширина таких узких РЩ  $b_{рщ} \approx 1$  мм, они располагаются строчками вдоль



а



б



в

Рис. 2. Расщепления на поверхности разрушения: трубы после полигонных испытаний (а); образца Шарпи после испытаний на ударный изгиб (б); компактного образца после испытаний на трехточечный изгиб (в)

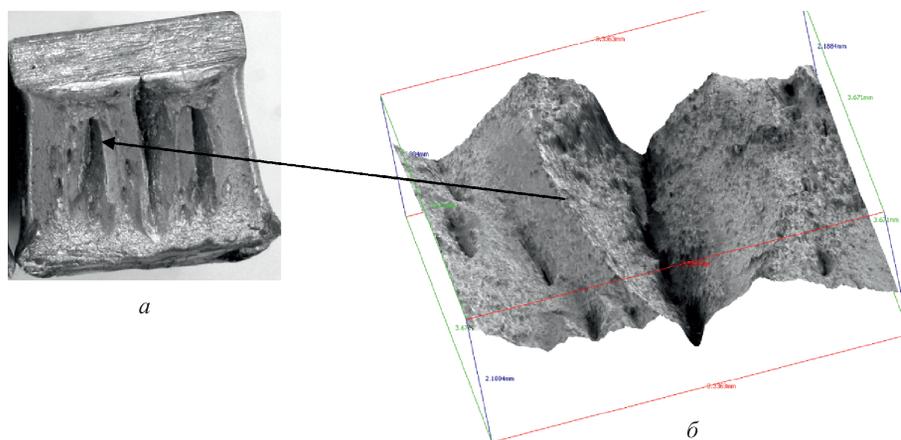


Рис. 3. Поверхность разрушения (а); 3D-модель поверхности излома образца Шарпи ( $T_{исп} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), вырезанного из стали 2 (б)

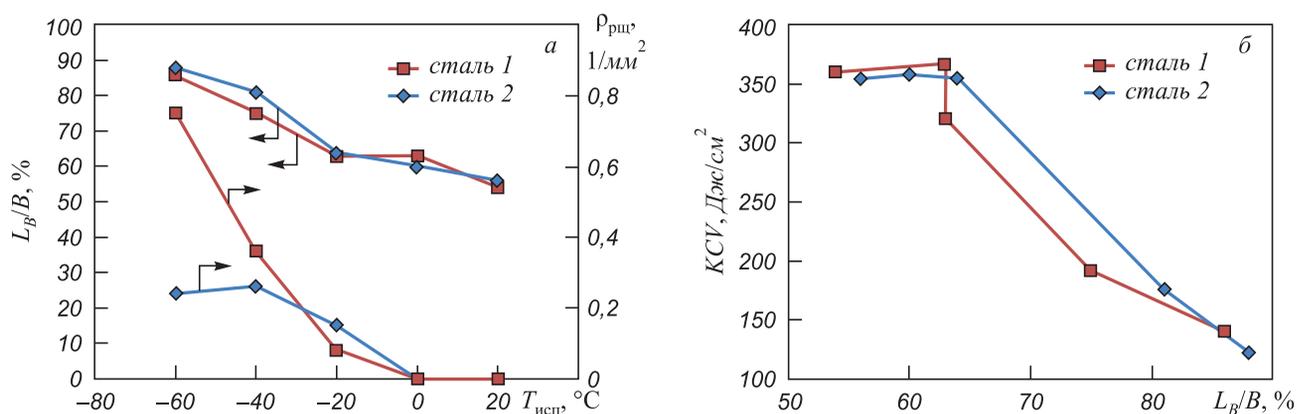


Рис. 4. Влияние температуры испытаний на относительную длину зоны  $L_B/B$  (а) и соотношение  $KCV-L_B/B$  (б) образцов Шарпи сталей 1 и 2

длинной оси зоны  $L_B$  и составляют относительное большинство в любом изломе (рис. 2, 5). К ним же можно отнести сверхмелкие РЩ  $l_{рщ} \leq 0,5$  мм.

Средние РЩ длиной  $l_{рщ} \leq 1/2 L_B$  и шириной  $b_{рщ} = 0,6 - 1,7$  мм, для которых не очень четко проявляется тенденция увеличения  $b_{рщ}$  с ростом длины.

Крупные РЩ ( $l_{рщ} \approx L_B$ ) вытянуты через всю зону  $L_B$  и крайне редко проникают в зону  $L_C$ . В изломе образцов Шарпи обычно имеется от 1 до 3 крупных РЩ, которые расположены всегда в центре излома или симметрично вблизи него (см. рис. 2).

Между крупными (средними) РЩ имеются цепочки мелких, которые также типичны для периферии зоны  $L_B$  со стороны губ среза. Эволюция размеров и количества РЩ при понижении  $T_{исп}$  видна на рис. 5. Расположение мелких РЩ в виде строчек, параллельных направлению распространения магистральной трещины, как и вытянутость всех РЩ вдоль этого направления, позволяет предполагать, что их рост происходит путем слияния отдельных РЩ в строчках при разрушении перемычек между ними и одновременным утолщением (расширением) при смещении их берегов на расстояния, примерно пропорциональные удлинению. Так, средние РЩ ( $l_{рщ} = 2 - 3$  мм) образуются путем слияния примерно

двух мелких ( $l_{рщ} = 0,8 - 1,2$  мм), расположенных рядом в строчке, крупные ( $l_{рщ} = 4 - 6,5$  мм) при объединении примерно двух средних.

Как видно на поверхности излома (см. рис. 2), укрупнение РЩ происходит в окрестностях центра образца, где располагаются РЩ длиной  $l_{рщ} \approx L_B$  и действуют максимальные растягивающие напряжения, перпендикулярные к оси РЩ (направлению прокатки листа).

Близость характеристик разрушения (величины и температурного хода  $KCV$ ,  $L_B$ ,  $S_{рщ}$  и  $\rho_{рщ}$ ) сталей 1 и 2 позволяет считать, что некоторые различия между параметрами РЩ ( $l_{рщ}$  и  $b_{рщ}$ ) при одинаковых  $T_{исп}$  (см. рис. 5) находятся в пределах статистического разброса, что дает возможность рассматривать их совместно и находить общие тенденции изменения при снижении  $T_{исп}$ .

При появлении первых РЩ ( $T_{исп} = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) наряду с мелкими РЩ успевают сформироваться несколько крупных (средних) РЩ максимальной большей ширины ( $b_{рщ} \geq 2,5$  мм) (см. рис. 5). Важно, что  $KCV$  остается на прежнем высоком уровне (как и при  $T_{исп} > -20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) при постоянной величине  $L_B/B$ .

При  $T_{исп} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$  в образцах обеих сталей создаются оптимальные условия для возникновения и роста



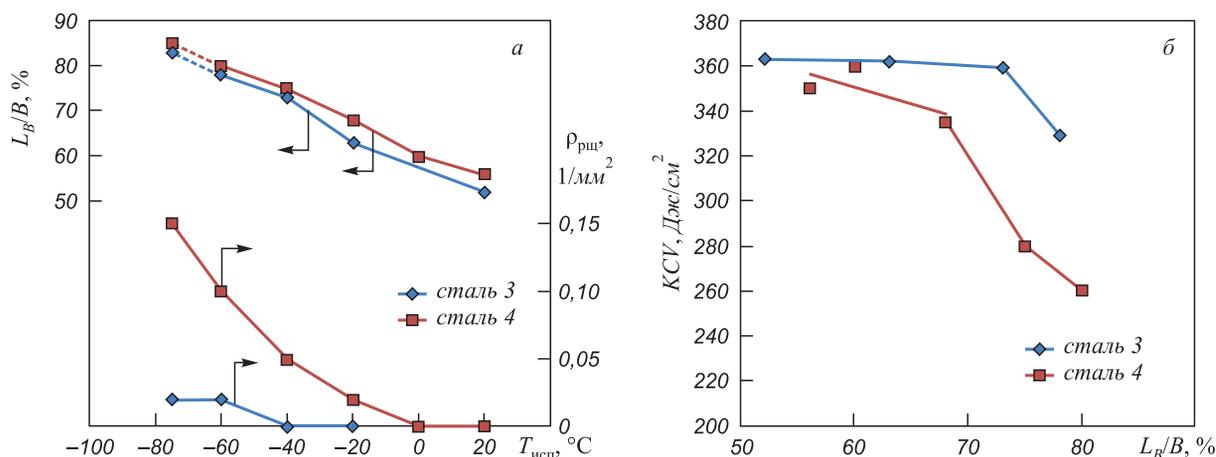


Рис. 6. Влияние температуры испытаний на относительную длину зоны  $L_B/B$  (а) и соотношение  $KCV-L_B/B$  (б) для сталей 3 и 4

Абсолютные значения параметра  $L_B/B$  и его температурный ход для образцов всех сталей близки (см. рис. 4 и 6). Кривые  $KCV-L_B/B$  также состоят из двух участков (см. рис. 6, б). Примечательно, что начало второго участка, когда для всех изученных сталей  $KCV$  становится чувствительной к  $L_B/B$ , совпадает с появлением в изломе образцов Шарпи первых РЩ. Однако в стали 4 при  $T_{исп} = -60$  °С на поверхности излома только у одного из трех испытанных образцов обнаруживаются небольшие, почти равноосные, глубокие РЩ. При  $T_{исп} = -75$  °С ситуация по РЩ в образцах стали 4 остается примерно такой же, как при  $T_{исп} = -60$  °С, хотя точно определить величину зоны  $L_B$  весьма затруднительно из-за появления в изломе участков хрупкого скола.

Первые крупные РЩ в образцах, вырезанных из трубы состава 3, появляются при  $T_{исп} = -20$  °С, и при дальнейшем снижении температуры испытаний  $\rho_{РЩ}$  возрастает вплоть до  $-75$  °С (см. рис. 6, а).

Использование полнотолщинных образцов позволяет в значительной степени приблизить условия трещинообразования в образцах к тем, которые формируются в стенке трубы. Характерным для изломов образцов, испытанных на статическую трещиностойкость, являются крайне небольшой размер сдвиговой зоны  $L_C$  и несимметричность расположения зон (и, соответственно, расщеплений) относительно центра излома. Вероятно, эти особенности связаны с параметрами усталостной трещины, которая является инициатором развития магистральной трещины.

На поверхности излома имеются одно или несколько крупных РЩ вблизи центра, длина которых может достигать величины зоны  $L_B$  и иногда выходить за ее пределы. При приближении к периферии зоны  $L_B$  в сторону губ среза длина и ширина РЩ снижаются, а количество их может возрастать. При этом наблюдается тенденция к расположению средних и мелких РЩ в виде строчек, что позволяет предполагать, что укрупнение РЩ также, как в образцах Шарпи, происходит за счет объединения мелких очаговых трещин в

строчке при разрушении перемычек между ними. При  $T_{исп} = -20$  °С большая часть РЩ в образцах сталей 3 и 4 сохраняет малую длину ( $l_{РЩ} < 3$  мм) и ширину ( $b_{РЩ} < 0,8$  мм) (рис. 7). С увеличением длины расщеплений ( $l_{РЩ} > 1/4 L_B$ ) увеличиваются их ширина и угол раскрытия  $\delta_{РЩ}$ , а количество снижается.

Эволюцию геометрических размеров расщеплений можно оценить по углу их раскрытия  $\delta_{РЩ}$ , который является косвенным показателем способности материала релаксировать напряжения. Видно (см. рис. 7), что в стали 4 расщепления преимущественно растут в глубину и ширину, что обуславливает повышение  $\delta_{РЩ}$ ; тогда как в металле состава 3 большинство расщеплений имеет относительно малый угол раскрытия ( $\leq 40$  °С).

Фрактографические параметры компактных образцов ( $L_B$ ,  $l_{РЩ}$ ,  $b_{РЩ}$ ,  $\delta_{РЩ}$ ), как и характеристики трещиностойкости ( $\delta$  – критическое раскрытие в вершине трещины и  $J$ -интеграл) [6] показывают, что трубы из листа состава 4 обладают более высокой трещиностойкостью, чем трубы из листа состава 3. Об этом свидетельствуют уравнения регрессии, описывающие соотношения между  $l_{РЩ}$  и  $b_{РЩ}$  (см. рис. 7), т.е. интенсивность «роста» РЩ.

Важно, что результаты испытаний на статическую трещиностойкость совпадают с энергетическими и фрактографическими данными исследований ударной вязкости на образцах Шарпи. Тожественность в морфологии, характере распределения, эволюции РЩ в образцах, разрушенных при различных видах и скоростях нагружения, отображает физическую общность механизмов образования и роста РЩ, что позволяет найденные на образцах закономерности этого явления с определенной осторожностью переносить на поведение аналогичных очаговых трещин в стенке сварных труб, разрушенных при натуральных (полигонных) испытаниях.

**Выводы.** Все четыре изученные стали являются высоковязкими ( $KCV \approx 350$  Дж/см<sup>2</sup>) в диапазоне

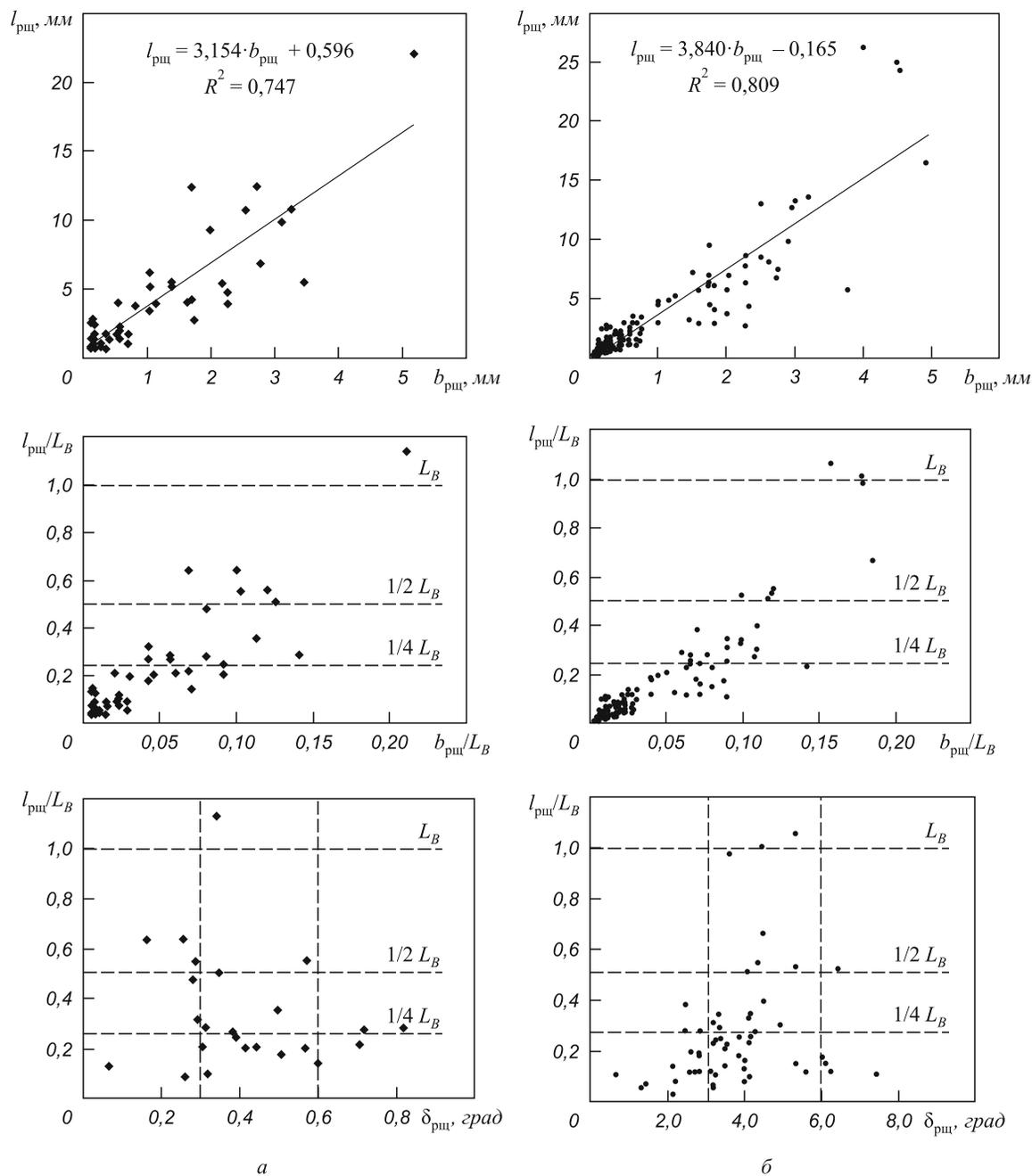


Рис. 7. Фрактографические параметры расщеплений ( $l_{рщ}/L_B$  – относительная длина,  $b_{рщ}/L_B$  – относительная ширина,  $\delta_{рщ}$  – угол раскрытия) в изломах полнотолщинных компактных образцов труб из листа состава 3 (а) и 4 (б)

температур испытания (+20) – (–20) °С. Столь крайне высокий уровень KCV во многом связан с формированием при разрушении в районе комнатных температур большой сдвиговой зоны ( $L_C/B \approx 40\%$ ). Однако данные характеристики не гарантируют уровень трещиностойкости, необходимый для остановки протяженного вязкого разрушения в трубопроводе. Проведенные исследования позволяют выделить наиболее значимые параметры, ответственные за трещиностойкость изученных сварных труб (табл. 2). К ним, в первую очередь, нужно отнести уровень KCV при  $T_{исп} = -40$  °С, который по техническим требованиям Газпрома должен быть не менее 250 Дж/см<sup>2</sup> [2], чему

Таблица 2

**Энергетические и фрактографические параметры трещиностойкости труб различных производителей**

Сталь	$T_{исп}, ^\circ\text{C}$ , ( $L_C/B, \%$ ) появления РЩ	$T_{исп}, ^\circ\text{C}$ , при $\rho_{рщ}^{max}$	Трещиностойкость
1	–20 (63)	–40	Низкая
2	–20 (57)	–40	Низкая
3	–20 (68)	–75	Удовлетворительная
4	–60 (73)	(–65) – (–75)	Высокая

соответствует относительная величина волокнистой зоны  $L_B/B \leq 78\%$  [4].

По своей природе разрушение в волокнистой зоне является вязким и типичным для большинства конструкционных сталей. Относительно высокая величина  $L_B/B$  не свидетельствует о пониженной трещиностойкости сталей без анализа параметров ращеплений в этой зоне.

Особенностью данных сталей является то, что первоначальное снижение KCV при понижении  $T_{исп}$  происходит не благодаря появлению хрупкой зоны  $L_{хр}$ , а благодаря возникновению и увеличению количества РЩ и занимаемой ими площади. У первых трех сталей РЩ появляются при  $T_{исп} = -20\text{ }^\circ\text{C}$  и только у стали 4 при  $T_{исп} = -60\text{ }^\circ\text{C}$  (см. табл. 2), что свидетельствует о ее наиболее высокой трещиностойкости. Это подтверждается и максимальной величиной  $L_B/B = 73\%$  при появлении первых РЩ. У сталей с высокой трещиностойкостью темп увеличения плотности РЩ и площади, занимаемой ими, замедленный, и низкая  $T_{исп}$ , при которой плотность РЩ ( $\rho_{рщ}$ ) достигает максимума.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Настич С.Ю., Арабей А.Б. // *Металлург*. 2008. № 8. С. 39 – 42.
2. Арабей А.Б. // *Изв. вуз. Черная металлургия*, 2010. № 7. С. 3 – 10.
3. Русакова В.В., Лобанова Т.П., Арабей А.Б. и др. // *Наука и техника в газовой промышленности*. 2009. № 1. С. 17 – 21.
4. Фарбер В.М., Хотинев В.А., Арабей А.Б. и др. // *Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»: сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 108 – 116.*
5. Пышминцев И.Ю., Мальцева А.М., Гервасьев А.М. и др. // *Сталь*. 2011. № 2. С. 75 – 81.
6. Насыбулина Е.Р., Струин А.О., Широков В.В. // *Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»: сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 122 – 126.*
7. Орлов В.В., Ильин А.В., Хлусова Е.И. и др. // *Тр. XVIII Межд. науч.-техн. конф. «Трубы-2010»: сб. докл. – Челябинск: РосНИТИ, 2010. С. 67 – 77.*
8. Mannucci G., Demofonti G. // *Int. Pipeline Technology Conf.: thesis proceedings. Beijing, 2010. P. 6 – 115.*

© 2012 г. А.Б. Арабей, И.Ю. Пышминцев,  
В.М. Фарбер, В.А. Хотинев, А.О. Струин  
Поступила 7 февраля 2012 г.

*Т.Я. Малышева, Ю.С. Юсфин, С.В. Плотников*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

## МЕХАНИЗМ НАСТЫЛЕОБРАЗОВАНИЯ ПРИ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ОКАТЫШЕЙ ИЗ КОНЦЕНТРАТОВ РУД ЖЕЛЕЗИСТЫХ КВАРЦИТОВ

В настоящее время в России основную долю железных руд, поступающих в металлургический передел, составляют железистые кварциты. Концентраты руд железистых кварцитов используются преимущественно для производства окисленных окатышей.

В стране сложились условия, при которых производитель железорудного сырья продает, а металлургическое предприятие покупает продукцию по двум показателям: Fe и SiO<sub>2</sub> без учета минеральной формы оксида кремния. В железных рудах различных генетических типов месторождений показатель SiO<sub>2</sub> объединяет целую группу кремнийсодержащих минералов. Каждый из силикатов имеет только ему присущие физико-механические и термические свойства, определяющие температурно-временные параметры режимов производства окисленного сырья [1].

В концентратах руд железистых кварцитов всех горно-обогатительных комбинатов оксид кремния представлен силикатами разного состава и свойств. В настоящее время при окислительном обжиге окатышей в процессе их упрочнения не учитываются состав и термические свойства кремний-щелочных силикатов, количество которых в концентратах незначительно по сравнению с преобладающим тугоплавким кварцем. Недооценка влияния малых количеств кремнийсодержащих минералов показана в предыдущей публикации [2], где на примере одного из комбинатов установлено влияние кремний-щелочных минералов руды на процесс упрочнения и качество промышленных окатышей. Показано, что промышленное производство зональных окатышей низких прочностных свойств явля-

ется, в том числе, и результатом недоработок в режимах обжига окатышей, которые осуществляются без учета содержания в концентрате низкотемпературных кремний-щелочных силикатов.

Одним из требований, предъявляемых к окатышам, используемым для металлизации в шахтной печи, является их высокая прочность при минимальном содержании щелочей [3, 4]. Поскольку ранее исследованные промышленные окатыши имели низкие показатели прочности, а сведения о влиянии щелочей в работах, касающихся процессов производства окатышей и состава металлизованных брикетов отсутствовали, были проведены исследования, касающиеся поведения зональных окатышей из концентратов руд железистых кварцитов в шахтной печи.

Конечным продуктом в процессе восстановительно-тепловой обработки окисленных окатышей в шахтной печи являются металлизованные брикеты. При эксплуатации шахтных печей в них образуются настывы, нарушающие ход восстановительного процесса окатышей. Настывы формируются по всей высоте печи. При достижении определенного размера настывлей шахтную печь останавливают на ремонт, а настывы ликвидируют.

При остановке одной из таких печей для исследования были отобраны образцы настывлей с целью определения фазового состава и механизма их образования. Настывы, отобранные со среднего горизонта печи, представляли собой плотные слоистые образования, где на их внешней (ближе к центру печи) стороне четко прослеживались прилипшие восстановленные до металла окатыши (рис. 1).



Рис. 1. Макроструктура настывлей. Уменьшено в 10 раз

При оптическом анализе образцов поперечных разрезов настывлей четко фиксируется последовательная смена микроструктур в каждом из заново образующихся слоев от футеровки печи до внутренней части настывли в момент остановки печи. Слои настывлей, расположенные ближе к футеровке, имеют мелкокристаллическое строение, по направлению к центру печи кристаллическая структура укрупняется вплоть до налипания целых окатышей (рис. 1, 2).

Металлизированные участки отобранных настывлей состоят из металла с тончайшими пленками стеклофаз. Предыстория различных слоев настывлей сохраняется при анализе их микроструктур, сохранившихся при загрузке и восстановлении разрушенных частей окатышей (рис. 3).

В большей части образцов настывлей сохраняется композиция мелких зерен металла и пленок стеклофазы, характерных для гематитовых оболочек окатышей. Прослеживается микроструктура ранее существовавшей в окатышах гематитовой связки и зерна кварца, оставшихся при обжиге окатышей вне процесса расплавообразования (рис. 3, а).

В настывлях в меньшем количестве, но четко фиксируются микроструктуры ядер окатышей. Они отличаются от металлизированных оболочек окатышей крупностью зерен металла и заметно большим количеством стеклофазы по граням металлических кристаллов (рис. 3, б).

В составе сохранившихся металлизированных окатышей, отобранных с внешней стороны настывлей, прослеживается граница двух зон промышленных окатышей – ядра и оболочки (рис. 3, в).

Таким образом, сравнительный анализ микроструктур металлизированных образцов в составе настывлей позволяет установить характер разрушения зональных окатышей при перегрузках и твердофазном восстановлении их в шахтной печи, и при необходимости оценить качество используемых для металлизации окатышей.

Методом рентгеноспектрального микрозондирования в настывлях различных слоев замерены пленки стеклофаз. Установлен большой разброс их составов. Это объясняется различным составом загружаемых окатышей с неодинаковой глубиной взаимодействия компонентов шихты при обжиге на конвейерной машине и временем существования настывлей. Усредненные значения стеклофаз настывлей приведены в таблице.

По результатам анализа составов стеклофаз в настывлях обнаружено совершенно беспорядочное их расположение в массе металла. По многочисленным замерам стеклофаз и форме их выделения все они условно разделены на три группы. К первой группе отнесены чаще всего встречающиеся высокожелезистые стеклофазы, по составу близкие к различным объемам оболочек окатышей (образцы 1 – 4 в таблице). В группе высокожелезистых стеклофаз сохраняются практически одинаковые показатели их основности – 0,3, сумма щелочей колеблется от 1,5 до 1,9 % (по массе) и во всех случаях содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  превышает количественно  $\text{K}_2\text{O}$ . Отношение суммы щелочей к  $\text{SiO}_2$ , как и в окатышах, составляет 0,04 – 0,07, что указывает на их близость к расплавам, образовавшимся при термообработке в зонах обжига окисленных окатышей.

Вторая группа кремний-щелочных стеклофаз, обнаруженная в различных слоях настывлей, представлена высококремнистыми фазами. В их составе преобладают три основных составляющих: оксиды кремния, алюминия и щелочей. В отличие от предыдущей группы стеклофаз у них более высокий показатель отношения суммы щелочей к оксиду кремния – до 0,11 (образцы 5 – 7 в таблице). Эти стеклофазы образовались в зоне обжига окатышей на месте обширной группы полевошпатовых минералов руды и остались в объемах окатышей с наименьшей глубиной взаимодействия компонентов шихты. А затем вместе с продуктами разрушения окатышей оказались в составе настывлей.

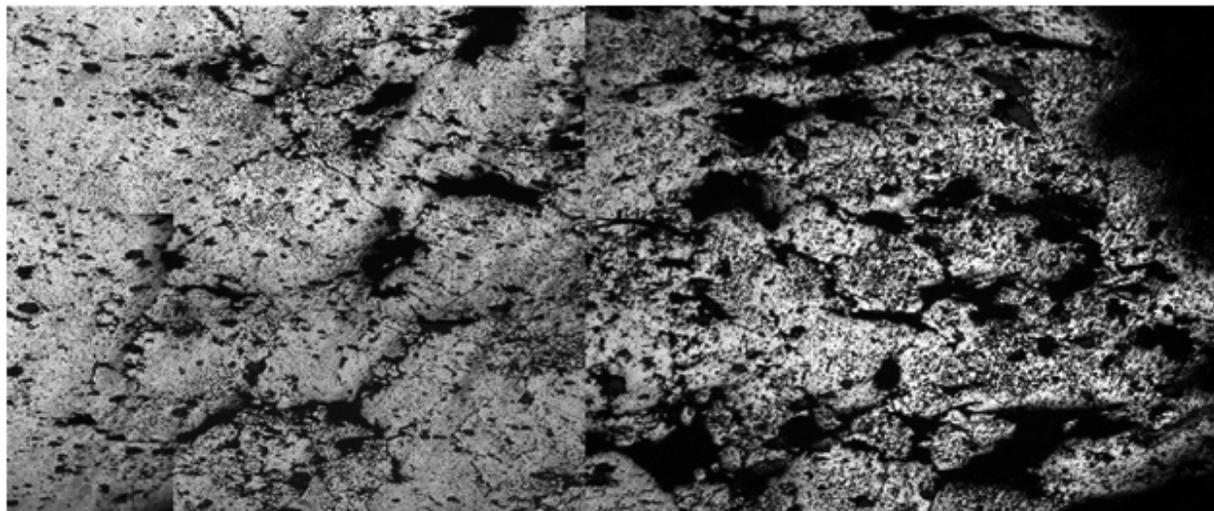


Рис. 2. Фрагмент микроструктуры слоя настывля. Отраженный свет,  $\times 100$

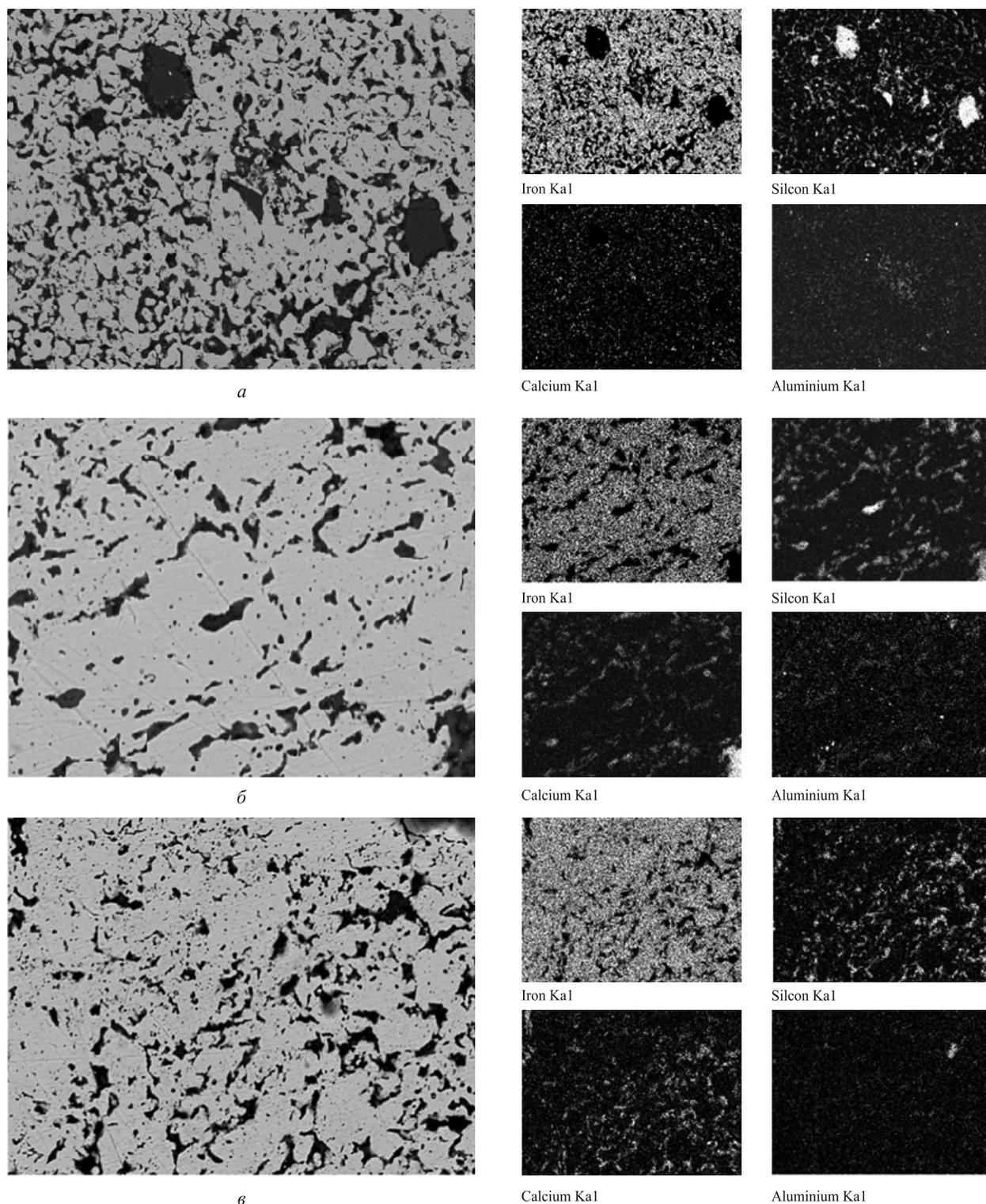


Рис. 3. Фрагменты микроструктуры настелей на месте оболочки (а), ядра (б) и на контакте оболочки и ядра (в) окатышей в обратно рассеянных электронах и рентгеновском излучении Fe, Si, Ca, Al.  $\times 1000$

При исследовании настелей не редко можно встретить стеклофазы занимающие промежуточное положение между высокожелезистыми и высококремнистыми фазами. Установлено, что в третьей группе стеклофаз (образцы 8, 9 в таблице) их первичный расплав при обжиге окатышей тоже отвечал объемам шихты, обогащенным обломками зерен полевого шпата, только гл-

бина взаимодействия компонентов шихты была выше и в процессе плавления принимали участие ранее образовавшиеся железосиликатные расплавы. По своему химическому составу стеклофазы третьей группы занимают промежуточное положение как по количеству оксидов кремния и алюминия, так и по содержанию щелочей. Высокий показатель отношения суммы

## Усредненные составы стеклофаз в настывлях среднего уровня шахтной печи

Номер образца	Содержание, % ( по массе)									
	SiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Fe	CaO/SiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O + K <sub>2</sub> O	(Na <sub>2</sub> O + K <sub>2</sub> O)/SiO <sub>2</sub>
1	31,6	1,3	0,4	10,5	5,6	1,7	38,1	0,33	1,7	0,05
2	30,0	1,0	0,8	9,2	4,2	6,3	43,1	0,31	1,8	0,06
3	27,6	1,4	0,5	7,4	5,2	2,7	50,4	0,28	1,9	0,07
4	34,5	0,9	0,6	10,0	3,5	5,6	45,7	0,30	1,5	0,04
5	68,0	3,2	4,5	5,1	14,6	1,6	3,4	0,07	7,7	0,11
6	66,5	7,0	0,7	4,0	21,0	0,3	1,9	0,06	7,7	0,11
7	62,5	6,3	1,0	7,3	20,3	1,5	1,5	0,11	7,3	0,11
8	49,5	1,9	1,9	9,5	6,7	3,8	20,7	0,20	3,8	0,08
9	50,0	2,6	1,6	8,7	8,5	3,6	19,8	0,17	4,2	0,08

щелочей к оксиду кремния (0,08) этой группы стеклофаз подтверждает механизм формирования кремний-щелочных расплавов на стадии окислительного обжига окатышей и сохранения их в процессе твердофазного восстановления в шахтном процессе.

Для условий горно-обогатительного комбината, производящего зональные окатыши низких прочностных свойств, процесс настывлеобразования начинается до загрузки окатышей в шахтную печь. Слабыми зонами окисленных окатышей являются области на границе магнетитового ядра и гематитовой оболочки и микроструктура гематитовой связки в самой оболочке. При перегрузках продуктами разрушения становятся обломки магнетита ядра со стеклофазой и продукты истирания гематитовых оболочек, состоящих из комбинации тонких зерен гематита – связки окатышей и стеклофазы.

В результате в восстановительную зону шахтной печи поступают целые окатыши и мелкие фракции, образовавшиеся при их разрушении, состоящие из рудных фаз в сростках со стеклофазой разного состава. Термический анализ проб последующих партий промышленной продукции позволил уточнить интервал плавления стеклофаз, который составил 650 – 800 °С, что несколько отличается от результатов работы [2].

В низкотемпературной зоне шахтной печи процессы превращения окисленных окатышей в металлизированный продукт начинаются с самой мелкой рудной фракции. Первыми при восстановлении рушатся точечные контакты тонких кристаллов гематитовой связки оболочки окатышей в результате восстановления гематита до вюстита (рис. 4). При этом количество тонкой реакционноспособной фракции в составе загружаемого

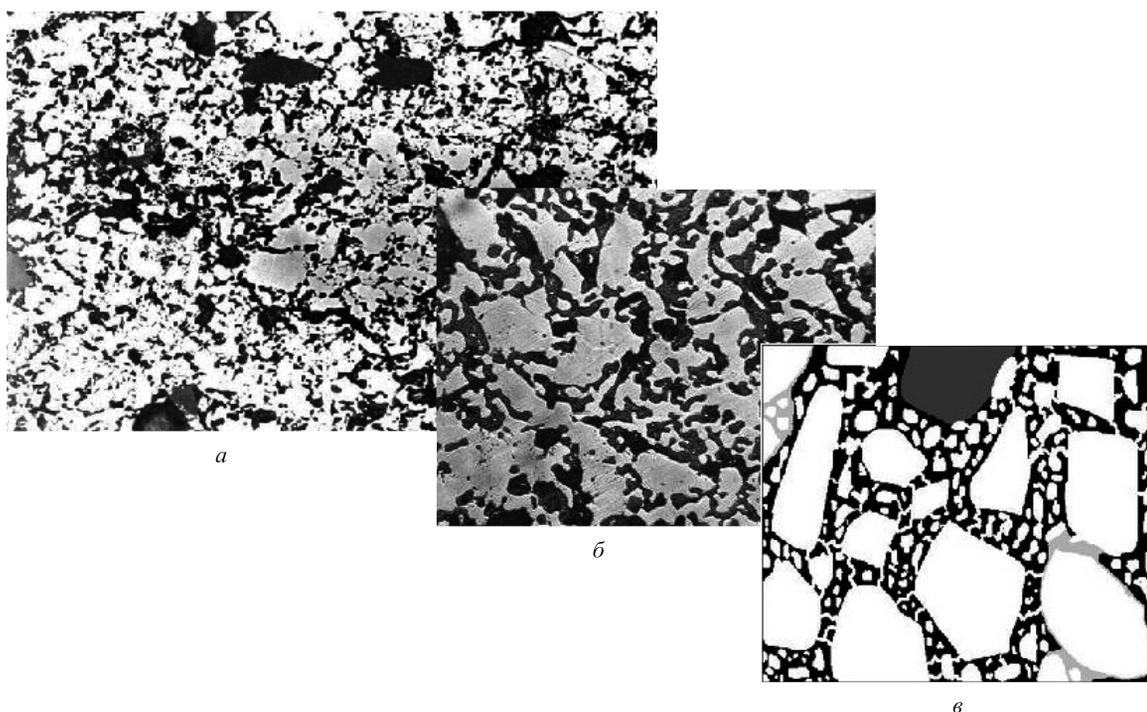


Рис. 4. Микроструктура связки оболочек окатышей (а,  $\times 250$ ); фрагмент связки (б,  $\times 1000$ ); схема структуры связки (в)

в шахтную печь материала увеличивается. Представляется, что появление вюстита и размягчение кремний-щелочной стеклофазы происходит практически в одном температурном интервале. В результате образуется жидкопластическая масса, которая наряду с различными продуктами мелких фракций разрушенных окатышей отжимается противотоком газа в сторону футеровки печи. Процесс появления в шахтной печи размягченного материала, состоящего из вюстита и вязкой массы расплавленных стеклофаз, является началом настылеобразования. Пластическо-жидкое состояние высококремнистого расплава в самом начале восстановительного процесса позволяет утверждать, что именно низкотемпературный кремний-щелочной расплав стеклофаз, образовавшихся при термообработке окатышей в зоне обжига, является основным «строителем» настылей. При металлизации настылей кремний-щелочные расплавы оказываются «запакованными» в металл и в течение существования настылей их состав остается без изменения.

Процесс разрушения окатышей, восстановления рудных фаз и плавления силикатных одинаково повторяется при каждой следующей загрузке в шахтную печь новых партий окатышей, что подтверждается особенностями самих настылей, имеющих равномерно повторяющуюся слоистую микро- и макроструктуру (см. рис. 1).

**Выводы.** Особенностью шахтного процесса при использовании зональных окатышей из концентратов руд железистых кварцитов является активное настылеобразование, нарушающее ход восстановительного процесса.

Причиной настылеобразования является наличие в составе окатышей кремний-щелочной стеклофазы с температурой плавления ниже, чем температуры в основных зонах шахтной печи.

Настылеобразование происходит при одновременном разрушении и восстановлении фрагментов магнетитового ядра, гематитовой оболочки и плавления кремний-щелочной стеклофазы с появлением жидкопластических масс. Процесс настылеобразования последовательно повторяется при загрузке каждой новой порции окатышей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малышева Т.Я., Юсфин Ю.С., Плотников С.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 9. С. 3 – 5.
2. Малышева Т.Я., Юсфин Ю.С., Плотников С.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 11. С. 15 – 19.
3. Горбачев В., Бабай В., Копоть Н. и др. // Сталь. 2002. № 2. С. 23 – 24.
4. Тимофеева А.С., Никитченко Т.В., Крахт Л.Н. // Металлург. 2011. № 11. С. 38 – 41.

© 2012 г. Т.Я. Малышева, Ю.С. Юсфин, С.В. Плотников  
Поступила 17 января 2012 г.

УДК 669.712.002

*Г.С. Подгородецкий<sup>1</sup>, В.Б. Горбунов<sup>1</sup>, В.В. Коровушкин<sup>1</sup>, А.В. Панов<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КРАСНОГО ШЛАМА ТЕКУЩЕГО ПРОИЗВОДСТВА УРАЛЬСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО ЗАВОДА

В мире в настоящее время складировано приблизительно 2,7 млрд т красного шлама и эти запасы пополняются примерно на 120 млн т/год [1]. Проблема переработки бокситовых хвостов возникла с момента разработки процесса Байера и осознания, что при его осуществлении образуется большое количество отходов (0,9 – 1,6 т шлама на 1 т глинозема). Вовлечение в переработку методом Байер-спекание более бедных бокситовых руд повышает выход отвальных шламов до 2,5 т на 1 т глинозема. Содержание в красных шламах от 30 до 45 % железа общего позволяет рассматривать этот вид отхода как потенциальное сырье черной металлургии. В данном направлении на протяжении более 50 лет проводились исследовательские работы, были опубликованы тысячи статей и патентов, однако ни одно предложение по переработке этого вида отходов не по-

лучило широкого распространения [2 – 4]. Связано это как с общими свойствами красных шламов (высокая дисперсность, влагоемкость, значительное содержание щелочей и т.д.), так и с индивидуальными свойствами, определяемыми видом исходного сырья и способом его переработки. В этой связи наиболее последовательным шагом при поиске технического решения переработки красного шлама является изучение структуры и физико-химических свойств отходов конкретного завода.

В данной работе с помощью спектральных методов изучен состав, структура и термические характеристики красного шлама (КШ) текущего производства Уральского алюминиевого завода (УАЗ), химический состав основных компонентов которого приведен в табл. 1.

Рентгенофазовый анализ (РФА) проведен на дифрактометре X`PertPRO (Pananalytical, Нидерланды) в

Таблица 1

Таблица 2

Химический состав основных компонентов КШ УАЗ, % (по массе) на сухое вещество

CaO	MgO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	TiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O
10,85	0,78	46,70	14,50	12,80	0,74	4,70	4,70
K <sub>2</sub> O	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Sr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Sc <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	As <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	S	Пр.
0,24	0,16	0,18	0,015	0,02	0,76	0,83	1,125

монохроматизированном CuKα-излучении. Результаты анализа представлены в табл. 2. Как следует из приведенных данных, основной железосодержащей фазой красного шлама является гематит, содержащий порядка 85 % железа общего. Остальное железо распределено по алюмосиликатным фазам.

С целью уточнения нахождения атомов железа в различных минералах, образцы красного шлама были исследованы методом мессбауэровской спектроскопии. В работе использовался спектрометр MS-1104Em с источником Co57 в матрице родия. Изомерный сдвиг определялся относительно α-Fe. Обработка мессбауэровских спектров осуществлялась по программе Univem MS (РГУ, Ростов-на-Дону). Типичный для данного материала спектр и результаты его расшифровки представлены на рис. 1 и в табл. 3. Данный метод подтверждает результаты рентгенофазового анализа в том, что основная часть атомов железа находится в форме гематита, причем около одной трети гематита представлена супертонкой фракцией, а порядка 15 – 20 % атомов железа от общего содержания находятся в алюмосиликатных структурах.

Результаты рентгенофазового анализа образцов КШ УАЗ

Фаза	Химическая формула	Содержание, % (по массе)
Гематит	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	40
Гетит	α-FeOOH	2
Хлорит (шамозит)	(Fe, Al, Mg) <sub>6</sub> (Si, Al) <sub>4</sub> O <sub>10</sub> (OH) <sub>8</sub>	10
Канкринит	Na <sub>6</sub> Ca <sub>2</sub> [AlSiO <sub>4</sub> ] <sub>6</sub> (OH) <sub>2</sub> (CO <sub>3</sub> )	8
Гидрогранат переменного состава	R <sub>3</sub> <sup>2+</sup> R <sub>2</sub> <sup>3+</sup> [SiO <sub>4</sub> ] <sub>3</sub> H <sub>2</sub> O R <sup>2+</sup> = Mg <sup>2+</sup> , Fe <sup>2+</sup> , Mn <sup>2+</sup> , Ca <sup>2+</sup> R <sup>3+</sup> = Al <sup>3+</sup> , Fe <sup>3+</sup> , Cr <sup>3+</sup> , Mn <sup>3+</sup>	8
Кальцит	CaCO <sub>3</sub>	2
Рентгено-аморфная фаза	–	30

Для качественного определения размеров минеральных фаз и распределения элементов в них образцы красного шлама были изучены на электронном микроскопе «JXA-8100» (Jeol, Япония) с энергодисперсионной системой «INCA Energy 400». Увеличенное растровое изображение наиболее характерных для данного вида материала участков брикета красного шлама в обратных электронах и элементный состав зерен в точках замера, определенный на основе рентгеновского характеристического излучения, показаны на рис. 2. На рис. 3 показано распределение в рентгеновском характеристическом излучении наиболее часто встречае-

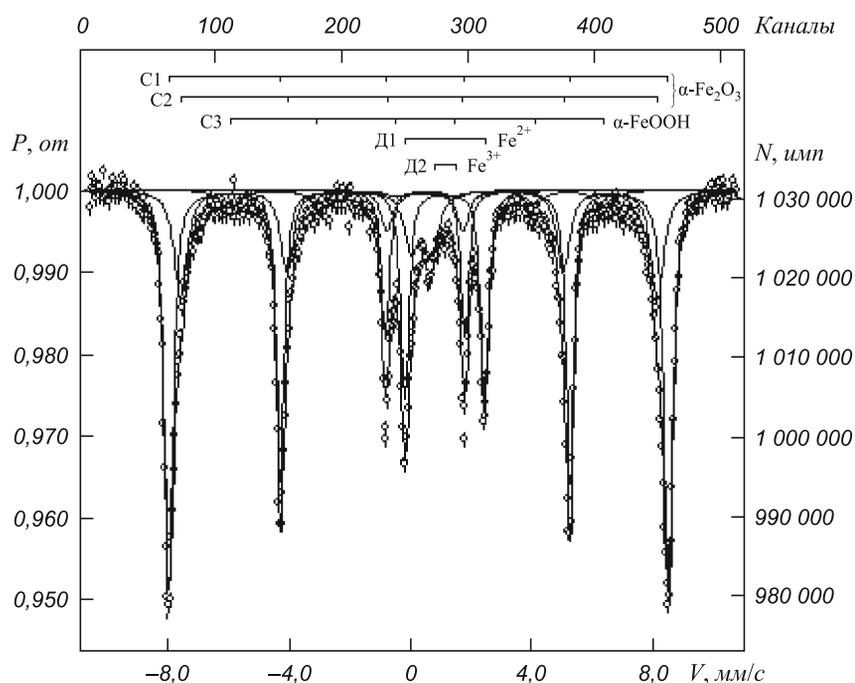


Рис 1. Типичные Мессбауэровские спектры красных шламов УАЗ

Мессбауэровские параметры красных шламов и их интерпретация

Компонента спектра	Изомерный сдвиг, $\delta$	Квадрупольное расщепление $\Delta D$ , мм/с	Магнитные поля на ядрах Fe57 H, кЭ	Площади компонент $S$ , %	Интерпретация
C1(Fe <sup>3+</sup> )	0,37	-0,21	510	52	Гематит
C2(Fe <sup>3+</sup> )	0,38	-0,20	487	23	Тонкодисперсный гематит
C3(Fe <sup>3+</sup> )	0,36	-0,29	383	6	Гетит
D1(Fe <sup>2+</sup> )	1,13	2,63	-	13	Шамозит
D2(Fe <sup>3+</sup> )	0,37	0,66	-	6	Тонкодисперсный гидроксид Fe, Fe <sup>3+</sup> шамозита

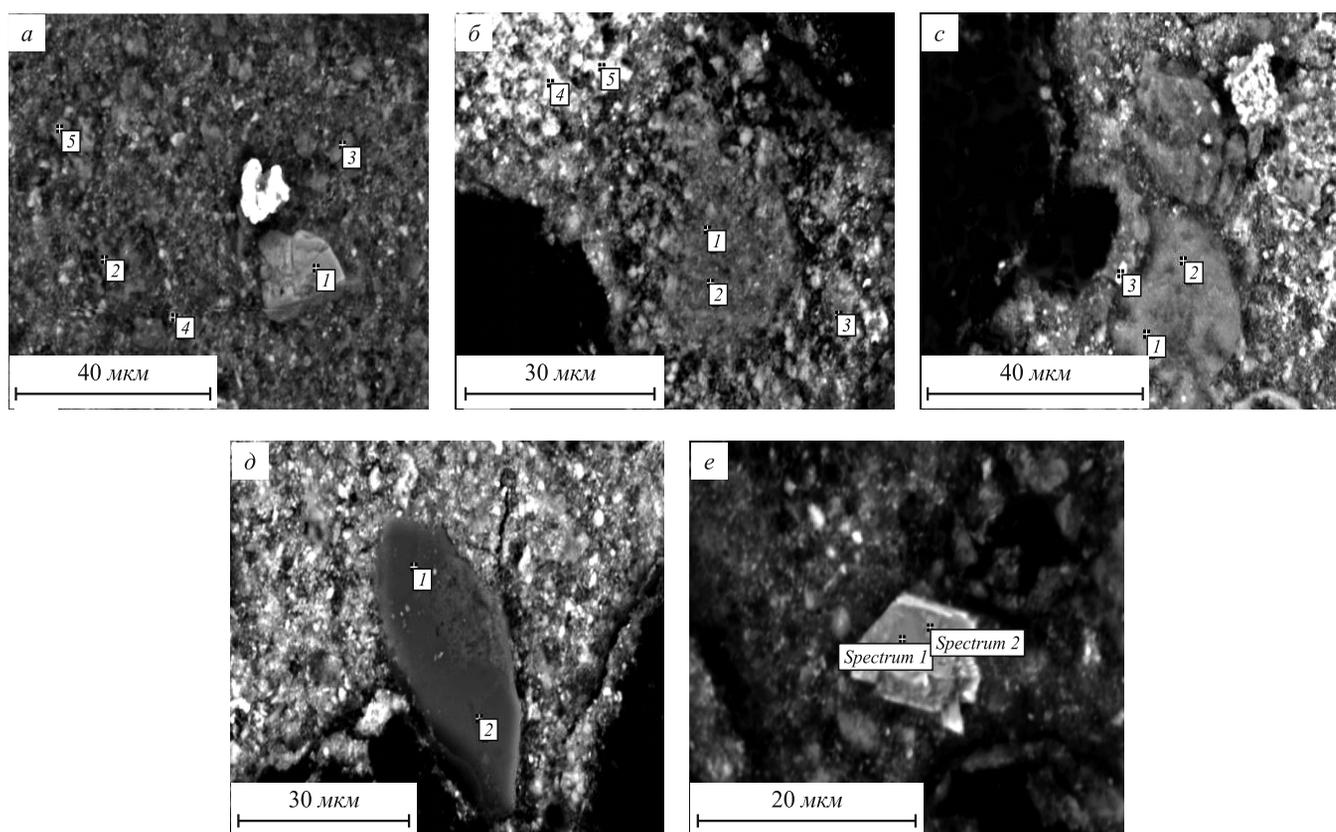


Рис. 2. Изображение участков (а, б, с, д, е) образца красного шлама в обратных электронах с точками замера состава

мых элементов по площади участка, изображенного в обратных электронах. Содержание элементов в фазах, определенных по указанным точкам, представлено в табл. 4. Из совокупного анализа изображения и элементного состава следует, что размеры зерен гематита не превышают 10 – 15 мкм и достаточно большое количество зерен Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имеют размер менее 1 мкм, что согласуется с данными мессбауэровской спектроскопии. Наряду с гематитом, близким по химическому составу к стехиометрическому (рис. 2, е, сп. 1, 2 в табл. 4)

существует гематит с высокой долей микропримесей (рис. 2, а, сп. 1, 4; рис. 2, б, сп. 4, 5 в табл. 4). Присутствие таких элементов как сера, фосфор, кальций, алюминий, титан в виде микропримесей в гематите наглядно видно по съемке в характеристических лучах элементов (см. рис. 3). Таким образом, красные шламы с точки зрения железорудного сырья значительно отличаются от структуры и состава гематитовых руд, для которых

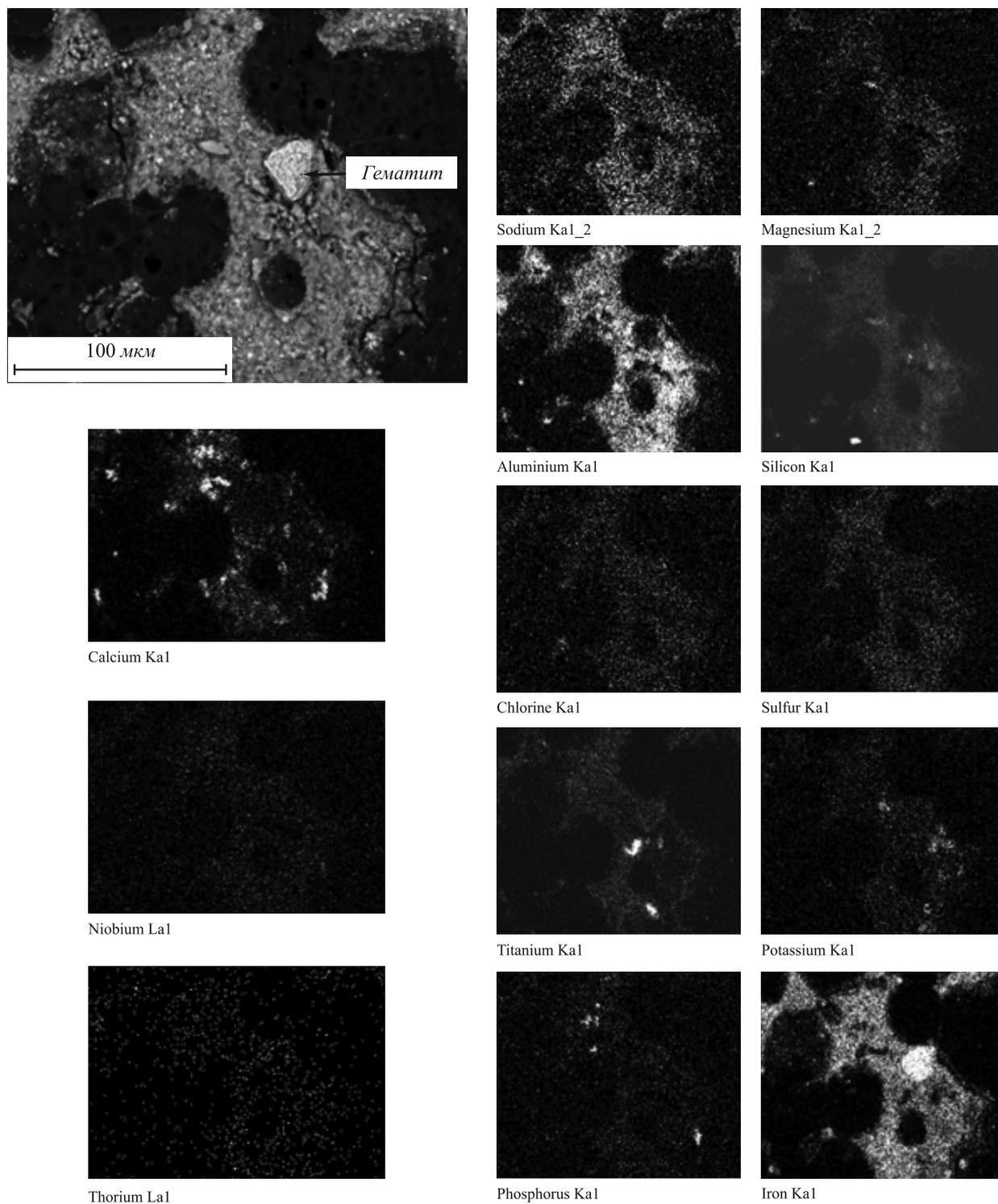


Рис. 3. Растровое изображение зерен участка брикета красного шлама:  
*a* – в обратных электронах; остальные в рентгеновском характеристическом излучении элементов соответственно названиям

уже имеются способы обогащения [5, 6]. Важным отличием от природных гематитовых руд является то, что зерна гематита полностью окружены алюмосиликатами. Кроме идентифицированных рентгенофазовым анализом кристаллических фаз, в КШ УАЗ вокруг гематитовых зерен находятся фазы, содержащие в качестве основных компонентов 29 – 33 % Fe, 9 – 13 % Al

и 6 – 11 % Si (кальция не более 2 %). Так как они не идентифицируются методами РФА и мессбаурэровской спектроскопии, то можно предположить, что это аморфные фазы (стекло). При этом следует отметить, что именно эти фазы ассимилируют в большей степени атомы натрия (рис. 2, *a*, сп. 2; рис. 2, *b* сп. 1 – 3; рис. 2, *c*, сп. 2, в табл. 4). Что касается другого щелочного компо-

Результаты микроанализа образцов красной шихты

Рисунок, спектр	Элементный состав в точках замера, % (по массе)														Σ						
	Na	Mg	Al	Si	P	S	Cl	K	Ca	Ti	V	Cr	Mn	Fe		Nb	Ta	W	Th	U	O
Рис. 2, а, сп. 1	0,47	0,32	1,59	0,80	0,03	0,18	0,16	0,08	0,56	3,20	0,27	0	0,38	59,28	0	0	0	0	0,19	31,12	98,62
Рис. 2, а, сп. 2	4,21	3,89	12,87	8,47	0,15	0,38	0,74	0,39	0,58	0,76	0,03	0,01	0,54	29,71	0,24	0,50	0,32	0,05	0	39,96	103,82
Рис. 2, а, сп. 3	3,02	0,28	1,42	0	11,28	0,15	0,17	0	29,33	0,50	0,24	0	0,03	4,49	0	0,54	0,52	0	0	31,64	83,60
Рис. 2, а, сп. 4	2,40	0,24	2,41	1,99	0,05	0,28	0,33	0,18	1,99	1,86	0,13	0	0,57	51,91	0	0,12	0,28	0,21	0,21	30,63	95,72
Рис. 2, а, сп. 5	2,43	0,27	1,46	0	12,64	0,20	0,07	0	29,03	0,58	0,06	0,07	0	5,74	0	0	0,12	0	0	33,50	86,19
Рис. 2, б, сп. 1	1,29	1,34	13,95	8,71	0	0,18	0,65	0,28	0,22	0,04	0,14	-	0,06	29,03	-	-	-	0	0	36,65	92,54
Рис. 2, б, сп. 2	1,31	1,21	13,40	8,45	0	0,32	0,63	0,23	0,29	0,05	0,03	-	0,11	29,38	-	-	-	0	0,06	36,16	91,62
Рис. 2, б, сп. 3	5,88	6,24	11,00	5,81	0,52	1,67	1,91	0,40	2,69	1,45	0	-	0,34	26,32	-	-	-	0	0	39,25	103,47
Рис. 2, б, сп. 4	2,70	0,14	2,08	1,40	0,06	0,31	0,53	0,28	0,55	1,02	0,12	-	0,26	52,44	-	-	-	0,21	0	28,68	90,79
Рис. 2, б, сп. 5	2,55	0,21	1,97	1,23	0,03	0,20	0,32	0,18	0,40	0,86	0,03	-	0,23	56,50	-	-	-	0,09	0,06	29,66	94,51
Рис. 2, с, сп. 1	3,67	3,17	10,18	6,74	0	1,11	-	0,61	0,68	0,47	0,07	0,05	1,40	33,91	-	-	-	-	-	37,51	99,59
Рис. 2, с, сп. 2	3,26	2,86	9,75	6,62	0,08	1,01	-	0,63	0,61	0,41	0	0	1,28	32,08	-	-	-	-	-	35,66	94,27
Рис. 2, д, сп. 1	0,24	1,22	17,70	22,42	0	0,07	-	7,83	0,17	0,47	0,02	0,01	0	1,58	-	-	-	-	-	44,96	96,71
Рис. 2, д, сп. 2	0,28	1,07	16,22	20,48	0,05	0,07	-	7,79	0,12	0,41	0,04	0	0,04	1,57	-	-	-	-	-	41,36	89,51
Рис. 2, е, сп. 1	0,40	0,25	0,61	0,11	-	-	-	-	0,23	0,92	0,48	-	0,12	66,02	-	-	-	-	-	30,32	99,50
Рис. 2, е, сп. 2	0,99	0,40	1,07	0,43	-	-	-	-	0,23	0,93	0,46	-	0,22	65,02	-	-	-	-	-	30,87	100,31

нента калия, то он концентрируется в большей степени в составе полевых шпатов с предположительной формулой  $K_{0,64}(Al_{1,95}Si_{2,38})O_8$  (рис. 2, д, сп. 1, 2 в табл. 4). Однако в связи с незначительным общим содержанием калия (см. табл. 1) и его распределением по другим фазам, методом РФА калиевые полевые шпаты не регистрируются.

Таким образом, проведенные исследования структуры красного шлама показали, что с точки зрения железорудного сырья материал представляет собой сложную систему дисперсных и ультрадисперсных кристаллов гематита в окружении железосодержащих фаз в виде кристаллической фазы шамозита и аморфных железосиликатных фаз. Обогащение такого материала традиционными способами представляется трудно осуществимым.

УДК 669.162

*И.Г. Муравьева, В.И. Большаков, Ю.С. Семенов, Е.И. Шумельчик*

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины

## МЕТОД ОЦЕНКИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО РЕЖИМА ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ, ОСНОВАННЫЙ НА ИНФОРМАЦИИ РАДИОЛОКАЦИОННОГО ПРОФИДЕМЕРА

Высокие показатели доменной плавки могут быть обеспечены при рациональном распределении газового потока в столбе шихтовых материалов, способствующем равномерному опусканию материалов в шахте доменной печи. Ровный ход печи является признаком нормальной ее работы, главной составляющей которого является стабильное и устойчивое опускание шихты с неодинаковой, но постоянной (стабильной) скоростью в различных сечениях колошника [1 – 4]. Постоянный контроль технологического персонала за сходом шихты в печи и своевременное принятие мер воздействия на него является действенным способом сохранения ровного хода работы печи с высокими технико-экономическими показателями плавки. Известно, что стабильность опускания шихты по сечению печи определяется различной степенью влияния следующих факторов: дутьевого режима, плавления шихты, связанного с химическими и физическими свойствами шихтовых материалов, распределения их и формирования газового потока по сечению печи, состояния профиля печи, выпуска продуктов плавки и т.д. Поэтому скорость опускания шихты в различных сечениях колошника и ее колеблемость во времени отражают суммарное воздействие всех вышеуказанных факторов на стабильность схода шихты по сечению печи и могут быть использованы для определения степени ровности хода печи, выраженной в виде коэффициентов нестабиль-

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Klauber C., Grafe M., Power G. // Hydrometallurgy. 2011. June. Vol. 108. P. 11 – 32.
2. Утков В.А., Пацей А.В., Казаков Е.И. Перспективы развития способов переработки красных шламов в СССР и за рубежом. ЦНИИ информации и технико-экономических исследований цветной металлургии. – М.: 1983. – 32 с.
3. Thakur R.S., Sant B.R. 1983. Vol. 42 (8). P. 456 – 469.
4. Paramguru R., Rath P., Misra V. // Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review. 2005. Vol. 26 (1). P. 1 – 29.
5. Карамзин В.И. Обогащение руд черных металлов. – М.: Недра, 1982. – 216 с.
6. Пирогов Б.И., Протон Г.С., Холошин И.В., Тарасенко В.Н. Технологическая минералогия железных руд. – Л.: Наука, 1988. – 304 с.

© 2012 г. Г.С. Подгородецкий, В.Б. Горбунов,  
В.В. Коровушкин, А.В. Панов  
Поступила 3 февраля 2012 г.

ности опускания шихты в отдельных зонах и по всему сечению колошника.

В ходе исследований, выполненных на доменной печи объемом 2002 м<sup>3</sup> АК «Тулачермет» в период освоения на ней радиоизотопного профиломера РИАП [5], разработан способ оценки ровности хода печи по «плавности» опускания шихты в отдельных кольцевых зонах и всему сечению колошника. При этом сечение колошника разбивалось на равновеликие кольцевые зоны, на границах которых по данным профиломера определялись скорости опускания шихты. Как было показано ранее [6], одним из недостатков сканирующих профиломеров является то, что измерение ими расстояния до поверхности засыпи шихты по радиусу колошника осуществляется не одновременно и поэтому расчет скоростей опускания шихты с использованием их информации является не вполне корректным. В отличие от сканирующих профиломеров, стационарно установленная радиолокационная система измерения профиля засыпи позволяет одновременно определять изменения уровней засыпи в четырех кольцевых зонах сечения колошника и рассчитывать значения скоростей опускания шихты, на основе которых может быть осуществлена оценка ровности хода печи.

Приведенный в работе [5] способ оценки «плавности» опускания шихты был усовершенствован и адаптирован к условиям использования на доменных печах

стационарных систем измерения профиля поверхности засыпи шихты и особенностям измерения ими профиля поверхности засыпи шихты [7]. Оценка изменения колеблемости скорости опускания шихты на колошнике осуществляется по величине среднеквадратичного отклонения скоростей в различных зонах колошника и по всему его сечению после выгрузки каждой порции шихтовых материалов, образующих цикл загрузки. На основе рассчитанных средних за цикл в каждой кольцевой зоне значений  $-\sigma_m^{V_{ш.п.в.п.л.п.л.п.}}$  и по сечению колошника  $-\sigma_m^{V_{ш.п.в.п.}}$  определяются коэффициенты неустойчивости опускания шихты на уровне колошника для каждой зоны:

$$K_{3m} = \left| 1 - \frac{\sigma_{cp}^{V_{3m}}}{\sigma_{cp}^{V_k}} \right| \quad (1)$$

и всего сечения колошника:

$$K_k = \frac{\sum_{3m} K_{3m}}{m}, \quad (2)$$

где  $K_{3m}$  – коэффициент неустойчивости опускания шихты в кольцевой зоне сечения колошника, ед.;  $K_k$  – коэффициент неустойчивости опускания шихты по всему сечению колошника, ед.;  $m$  – количество зон колошника;  $\sigma_{cp}^{V_{3m}}$  – среднее значение среднеквадратичного отклонения скорости опускания шихты в кольцевой зоне за цикл загрузки, м/мин;  $\sigma_{cp}^{V_k}$  – среднее значение среднеквадратичного отклонения скорости опускания шихты по сечению колошника за цикл загрузки, м/мин.

Среднее значение среднеквадратичного отклонения скорости опускания шихты в кольцевой зоне  $\sigma_{cp}^{V_{3m}}$  рассчитывается в соответствии с выражением

$$\sigma_{cp}^{V_{3m}} = \frac{\sum_i \sigma_{3mi}}{i}, \quad (3)$$

где

$$\sigma_{3mi} = \sqrt{\frac{\sum (V_{3m} - V_{3m}^{cp})^2}{i-1}}, \quad (4)$$

$i$  – количество порций в цикле загрузки;  $V_{3m}$  – скорость опускания шихты в кольцевой зоне сечения колошника после выгрузки каждой порции цикла загрузки, м/мин;  $V_{3m}^{cp}$  – средняя скорость опускания шихты в кольцевой зоне сечения колошника за цикл загрузки, м/мин.

Среднее значение среднеквадратичного отклонения скорости опускания шихты по сечению колошника  $\sigma_{cp}^{V_k}$  рассчитывается в соответствии с выражением

$$\sigma_{cp}^{V_k} = \frac{\sum_i \sigma_{ki}}{i}, \quad (5)$$

где

$$\sigma_{ki} = \sqrt{\frac{\sum (V_k - V_k^{cp})^2}{i-1}}, \quad (6)$$

$V_k$  – скорость опускания шихты по сечению колошника после выгрузки каждой порции цикла загрузки, м/мин;  $V_k^{cp}$  – средняя скорость опускания шихты по сечению колошника за цикл загрузки, м/мин.

Уменьшение величины коэффициентов  $K_{3m}$ ,  $K_k$  и выполнение условия  $K_{3m}, K_k \rightarrow \min$  указывает на уменьшение степени неустойчивости опускания шихты в отдельных зонах и по всему сечению колошника для конкретных условий плавки.

Для оценки газодинамического режима работы доменной печи использована величина выхода колошникового газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника ( $S_k$ ) при установленном давлении колошникового газа ( $P_k$ ) –  $V_{кр}^{S_k, P_k}$ . Показатель  $V_{кр}^{S_k, P_k}$  характеризует соотношение между расходом, составом комбинированного дутья и давлением газа под колошником. Выход колошникового газа вычисляется в соответствии с выражением [8]

$$V_{кр} = \frac{Q(1-\omega)}{N_2}, \quad (7)$$

где  $Q$  – расход дутья, м<sup>3</sup>/мин;  $\omega$  – содержание кислорода в дутье, доли ед.;  $N_2$  – содержание азота в колошниковом газе, доли ед.

Показатель  $V_{кр}^{S_k, P_k}$  определяется из выражения:

$$V_{кр}^{S_k, P_k} = \frac{V_{кр}}{S_k(P_k + 1)}, \text{ м}^3/\text{мин} \cdot \text{м}^2, \quad (8)$$

где  $S_k$  – сечение колошника печи, м<sup>2</sup>;  $P_k$  – давление колошникового газа, ата.

По опытным данным [8] оптимальные газодинамические условия в шахте доменной печи, при которых выравнивается газораспределение по сечению печи (увеличивается количество и восстановительная способность газа, проходящего через «гребень» рудных материалов), а также сохраняется устойчивость слоя шихты на колошнике (исключается переход шихты во взвешенное состояние) достигаются при скорости газа 0,8 – 0,9 м/с на полное сечение колошника и обеспечиваются фактическим расходом газа  $V_{кр}^{S_k, P_k} = 48 - 50$  м<sup>3</sup>/мин на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника при установленном давлении колошникового газа  $P_k$ .

Как показано в работе [8], при изменении параметров дутьевого режима плавки давление под колошником  $P_k$  необходимо устанавливать в соответствии с выражением

$$P_k = \frac{q(1-\omega)}{(48-50)N_2}, \quad (9)$$

где  $q$  – расход дутья на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника, м<sup>3</sup>/мин·м<sup>2</sup>;  $P_k$  – давление колошникового газа, ати;

48 – 50 – норма выхода (оптимальное количество) колошниковога газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника при установленном давлении колошниковога газа, нм<sup>3</sup>/мин.

Как показано в работах [8 – 10], работа печи с оптимальным газодинамическим режимом в шахте характеризовалась улучшением технико-экономических показателей плавки, в частности, уменьшением расхода кокса на выплавку чугуна.

Задачей настоящего исследования являлось установление возможности использования для оценки газодинамического режима плавки коэффициентов неустойчивости опускания шихты в отдельных зонах и по всему сечению колошника. Для этого изменения коэффициентов неустойчивости опускания шихты в печи, определенных по колеблемости скоростей опускания шихтовых материалов в различных сечениях колошника и рассчитанных на основе данных радиолокационного профилемера при изменяющихся параметрах работы печи, в частности, режима загрузки, и различных соотношениях расхода, состава комбинированного дутья и давления колошниковога газа, сопоставлялись с изменением регламентированного технологической инструкцией ТИ 228-Д2-44-2001 по ведению доменной плавки на ДП № 9 ПАО «Арселор-Миттал Кривой Рог» показателя газодинамического режима плавки.

Выполненные исследования были направлены также на уточнение величины нормы выхода колошниковога газа. Ограниченная диапазоном 48 – 50 м<sup>3</sup>/мин·м<sup>2</sup> рациональная величина нормы выхода колошниковога газа [8] была установлена и предложена для существовавших ранее сырьевых условий и технологических параметров доменной плавки и не сопоставлялась с изменением состояния поверхности засыпи шихты на колошнике и ровностью ее опускания в ходе плавки при различных режимах загрузки.

Оценка хода печи с использованием коэффициентов неустойчивости опускания шихты на колошнике, рассчитанных в соответствии со способом оценки ровности хода печи, адаптированным к условиям ДП № 9 ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» была выполнена для двух периодов ее работы: первый период – январь 2008 г.; второй – май 2008 г. Причем в первом и втором периодах печь работала с близкими программами загрузки. Величина средней рудной нагрузки за цикл подач в указанные периоды изменялась от 3,09 до 3,65 т/т кокса при массе рудной части подачи 102,4 – 106,7 т.

В исследуемые периоды ДП № 9 работала с основными параметрами дутьевого и газодинамического режимов плавки, изменяющимися в следующих пределах: расход подаваемого в печь дутья 7510 – 8463 нм<sup>3</sup>/мин; температура дутья 1023 – 1119 °С; давление дутья 2,99 – 3,68 ати; доля кислорода в дутье 26,0 – 28,3 %; расход природного газа, подаваемого в печь, 494 – 573 нм<sup>3</sup>/мин. Давление колошниковога газа 1,14 – 1,70 ати при верхнем и нижнем перепадах 0,32 – 0,45 и 1,39 – 1,52 ати соответственно. Теоретическая температура горения изменялась в пределах 2091 – 2274 °С.

Для этих периодов в трех кольцевых зонах сечения колошника (1П – периферийно-промежуточная, 2П – промежуточно-центральная, Ц – центральная) были рассчитаны скорости опускания шихты и определены коэффициенты неустойчивости опускания шихты в этих зонах и по всему сечению колошника, а также параметры газодинамического режима работы печи. На основе полученных данных установлены взаимосвязи коэффициентов неустойчивости опускания шихтовых материалов по сечению колошника, а также в кольцевых зонах его сечения и величины выхода колошниковога газа на единицу площади колошника в диапазоне его изменения 45 – 64 м<sup>3</sup>/мин·м<sup>2</sup> (рис. 1, 2). Из анализа приведенных графиков следует, что для первого и

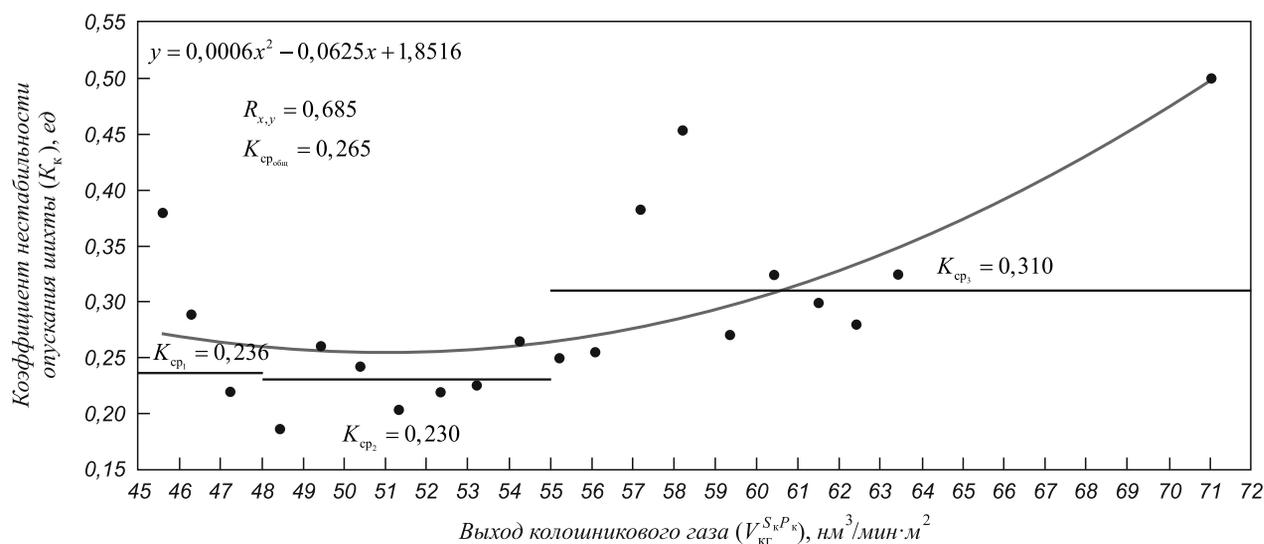


Рис. 1. Тренды изменения коэффициентов неустойчивости опускания поверхности шихтовых материалов на колошнике ( $K_K$ ) в зависимости от величины выхода колошниковога газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника ( $V_{кр}^{S,K^P_K}$ ) при установленном давлении под колошником для ДП № 9

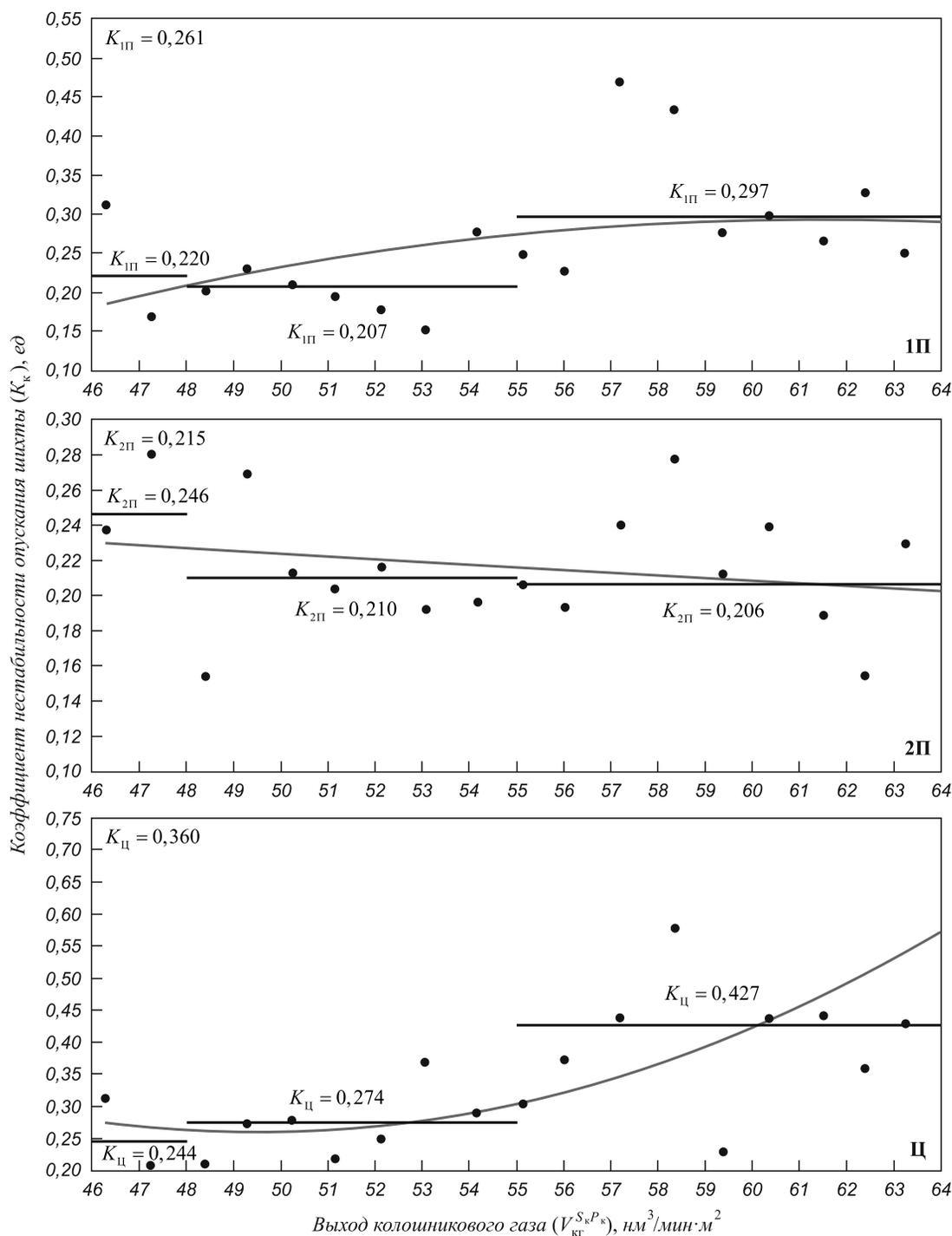


Рис. 2. Тренды изменения коэффициентов неустойчивости опускания поверхности шихтовых материалов в зонах сечения колошника ( $K_{1П}$ ,  $K_{2П}$  и  $K_{Ц}$ ) в зависимости от величины выхода колошникового газа на  $1 \text{ м}^2$  сечения колошника при установленном давлении под колошником ( $V_{kr}^{S,P}$ ) для ДП № 9 (средние значения для первого и второго периодов)

второго периодов работы печи со средними значениями параметров состояния поверхности засыпи, радиального распределения материалов и газового потока наиболее плавное опускание шихтовых материалов с коэффициентом неустойчивости  $K_k$ , изменяющимся в пределах 0,20 – 0,25 ед. (см. рис. 1), соответствует изменению величины выхода колошникового газа на единицу площади колошника в пределах от 48,0 до 55,0  $\text{м}^3/\text{мин}$  на  $1 \text{ м}^2$  (скорость газа в пустой шахте

0,8 – 0,92 м/с). Значительное уменьшение плавности опускания шихты по всему сечению колошника в ходе плавки, характеризуемое увеличением коэффициента неустойчивости  $K_k$  от 0,20 – 0,25 до 0,35 – 0,50 ед., отмечалось при изменении выхода колошникового газа на  $1 \text{ м}^2$  сечения колошника в пределах 55 – 64  $\text{м}^3/\text{мин}$  (скорость газа 0,92 – 1,07 м/с), что согласно данным [8] связано с неустойчивостью слоя шихты при переходе его во взвешенное состояние. При выходе колошниково-

вого газа 45 – 47  $\text{нм}^3/\text{мин}$  (скорость газа 0,75 – 0,78 м/с), при котором может развиваться канальный ход газа [10], коэффициент неустойчивости опускания шихты  $K_k$  увеличивался до 0,30 – 0,40 ед.

Указанные изменения диапазонов коэффициентов неустойчивости опускания шихты по сечению колошника и удельного выхода колошникового газа согласуются с данными, приведенными на рис. 2. Так, при увеличении показателя  $V_{\text{кр}}^{S_k P_k}$  от 55 до 64  $\text{нм}^3/\text{мин} \cdot \text{м}^2$ , наибольшая неустойчивость опускания шихты отмечалась в центральной зоне сечения колошника, где из-за минимальной рудной нагрузки наиболее вероятен переход слоя шихты во взвешенное состояние, коэффициент  $K_{11}$  увеличивался от минимального его значения 0,20 – 0,30 до 0,35 – 0,55 ед. (см. рис. 2). При этом коэффициенты неустойчивости опускания шихты  $K_{11}$  и  $K_{21}$  были меньше и изменялись, соответственно, в пределах 0,25 – 0,35 и 0,20 – 0,30 ед., а минимальные их значения составляли 0,17 – 0,25 и 0,190 – 0,220 ед. (см. рис. 2).

Уменьшение показателя  $V_{\text{кр}}^{S_k P_k}$  от 48 до 45  $\text{нм}^3/\text{мин} \cdot \text{м}^2$  сопровождалось преимущественно увеличением неустойчивости опускания шихты в периферийно-промежуточной и промежуточно-центральной зонах, в которых коэффициенты  $K_{11}$  и  $K_{21}$  увеличивались, соответственно, от 0,15 – 0,20 и 0,20 ед. до 0,30 и 0,24 – 0,28 ед., что обусловлено возможным образованием газовых каналов в этих зонах, несмотря на повышенную рудную нагрузку по отношению к центральной зоне печи, где коэффициент  $K_{11}$  изменялся от 0,20 – 0,25 до 0,30 ед. (см. рис. 2).

Влияние стабильности опускания шихтовых материалов по сечению колошника на технико-экономические показатели работы печи в исследуемые периоды может быть оценено по изменению величины расхода кокса на 1 т выплавленного чугуна. Анализ приведенного на рис. 3 графика изменения расхода кокса и коэффициентов неустойчивости опускания шихтовых материалов показал, что улучшение стабильности опускания ших-

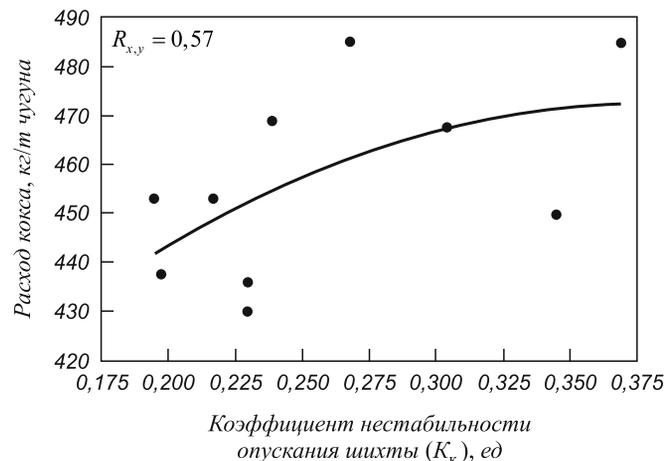


Рис. 3. Изменение удельного расхода кокса в зависимости от коэффициентов неустойчивости опускания шихтовых материалов

товых материалов в доменной печи, характеризуемое уменьшением величины коэффициентов неустойчивости, сопровождается уменьшением расхода кокса на выплавку чугуна. Возможность оперативной оценки неустойчивости опускания поверхности шихтовых материалов с помощью профилемера позволяет более полно раскрыть механизм образования экстремумов, характерных для известной и изучаемой длительное время на доменных печах связи «интенсивность – производительность – расход кокса» [11–14]. Оперативное выявление этой связи с помощью профилемера позволяет повысить эффективность управляющих воздействий.

Приведенные выше результаты исследований соответствовали периодам работы доменной печи № 9 в 2008 г. с характерными шихтовыми условиями и газодинамическими показателями. В 2010 г. (март – апрель) производительность печи была меньше, в среднем, на 1500 т/сут, из железорудной части шихты были полностью исключены окатыши и известняк, в состав шихтовых материалов были включены отходы блюминга, офлюсованные железосодержащие материалы, на 11,4 кг/т чугуна был увеличен расход антрацита, количество мелочи агломерата увеличилось, в среднем, на 20 %. При этом программа загрузки печи была близкой к используемой на печи программе в 2008 г.

В связи с изменившимися технологическими условиями ведения доменной плавки и ухудшением качества шихтовых материалов установленная норма выхода колошникового газа, соответствующая стабильному опусканию шихты с характерными для него диапазонами изменения коэффициентов неустойчивости, потребовала уточнений.

На рис. 4 представлен график изменения коэффициентов неустойчивости опускания шихты в зависимости от выхода колошникового газа на единицу площади колошника, соответствующий периодам работы ДП № 9 в марте – апреле 2010 г. Как следует из рис. 4, стабиль-

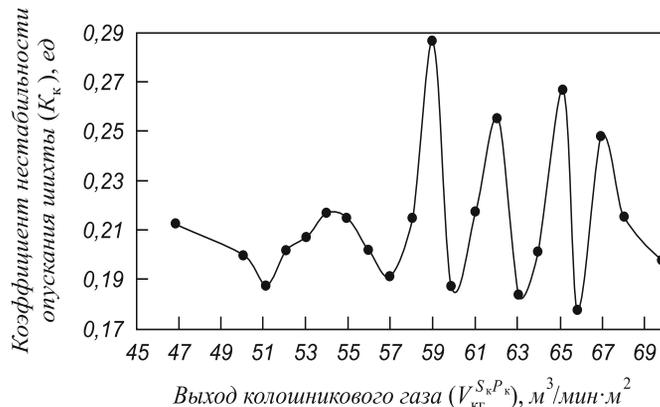


Рис. 4. Изменение коэффициентов неустойчивости опускания поверхности шихтовых материалов на колошнике в зависимости от величины выхода колошникового газа на 1  $\text{м}^2$  сечения колошника ДП № 9 (март – апрель 2010 г.)

ному опусканию шихты в исследуемом периоде с коэффициентами неустойчивости, изменяющимися от 0,19 до 0,22 ед., соответствует диапазон величины нормы выхода колошникового газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника 47 – 58 м<sup>3</sup>/мин на 1 м<sup>2</sup>, что свидетельствует о влиянии на норму выхода колошникового газа интенсивности плавки, состава и качества шихтовых материалов.

Оценка взаимосвязи коэффициентов неустойчивости опускания шихтовых материалов в зонах сечения колошника при различных технологических условиях показала, что с помощью предложенного метода могут быть определены значения нормы выхода колошникового газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника, обеспечивающие рациональный газодинамический режим плавки и максимальную стабильность опускания шихты по сечению печи. Это позволит уточнить и внести изменения в технологическую инструкцию ведения плавки на ДП № 9, в которой величина нормы выхода колошникового газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника зафиксирована в диапазоне 48 – 50 м<sup>3</sup>/мин на 1 м<sup>2</sup> [8] и не предусматривает оценки взаимосвязи газодинамического режима плавки и изменений распределения шихтовых материалов по сечению колошника при используемых программах загрузки печи.

По данным выполненных исследований разработан метод оценки газодинамического режима работы печи с использованием информации радиолокационного профиломера, включающий:

- Определение коэффициентов неустойчивости опускания шихты на уровне колошника для каждой зоны и всего сечения колошника для выбранного интервала времени работы печи при постоянных сырьевых условиях и программах загрузки шихты в соответствии с выражениями (1) и (2).
- Установление нормы выхода колошникового газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника для условий плавки, при которых достигается наиболее стабильный сход шихты, характеризующийся минимальными значениями коэффициентов неустойчивости ее опускания в каждой зоне сечения колошника.
- По изменению коэффициентов неустойчивости опускания шихты в сторону их уменьшения или увеличения при выбранных технологических параметрах дутьевого режима и сопоставлению с величиной выхода колошникового газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника, ограниченной установленным диапазоном допустимых ее значений, производится оценка отклонения ровности хода печи от нормального (характеризующегося стабильным опусканием шихтовых материалов с минимальными значениями коэффициентов неустойчивости) с последующей корректировкой соотношения расхода, состава комбинированного дутья и давления газа под колошником

с учетом изменений в распределении шихтовых материалов по сечению печи.

Предложенный метод оценки газодинамического режима плавки опробован в условиях работы ДП № 9 и может быть реализован в составе АСУ доменных печей, оснащенных стационарными системами измерения профиля поверхности засыпи шихты на колошнике.

**Выводы.** Показано, что на основе динамики изменения колеблемости скорости опускания шихты могут быть определены показатели стабильности ее опускания, выраженные в виде коэффициентов неустойчивости опускания шихты для отдельных зон и всего сечения колошника.

Для условий работы доменных печей, оснащенных бесконусными загрузочными устройствами и стационарными системами измерения профиля поверхности засыпи шихты, усовершенствован способ оценки стабильности опускания шихты. Согласно способу, оценка изменения колеблемости скорости опускания шихты на колошнике осуществляется по величине среднеквадратичного отклонения скоростей опускания шихты в каждой зоне и по сечению колошника и представляется в виде коэффициентов неустойчивости опускания шихты на уровне колошника для каждой зоны и всего радиального сечения колошника.

Определены диапазоны изменения величины параметра газодинамического режима плавки – выхода колошникового газа на единицу площади колошника, обеспечивающие стабильность схода шихты и ровный ход печи. Установлено, что для условий доменной плавки на ДП № 9 при постоянных сырьевых условиях норма выхода колошникового газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника, при которой достигается стабильный сход шихты, составляет 48 – 55 м<sup>3</sup>/мин·м<sup>2</sup>.

Разработан метод оценки газодинамического режима работы печи, включающий:

- определение для выбранного интервала времени работы печи при постоянных сырьевых условиях и программах загрузки шихты БЗУ показателей стабильности опускания шихты на уровне колошника для каждой зоны и всего сечения колошника;
- установление для существующих условий плавки, при которых достигается наиболее стабильный сход шихты, минимальных значений коэффициентов неустойчивости ее в каждой зоне сечения колошника и нормы выхода колошникового газа на 1 м<sup>2</sup> сечения колошника;
- оценку отклонения ровности хода печи от нормального и корректировку соотношения между расходом и составом комбинированного дутья и давлением газа под колошником с учетом изменений распределения шихтовых материалов по сечению печи по изменению коэффициентов неустойчивости опускания шихты в сторону их уменьшения или увеличения при выбранных

технологических параметрах дутьевого режима и по сопоставлению с величиной выхода колошниковогаза на  $1 \text{ м}^2$  сечения колошника, ограниченной установленным диапазоном допустимых ее значений.

На основе предложенного метода выполнена оценка ровности хода доменной печи № 9 в исследуемые периоды ее работы по показателям стабильности опускания шихты по сечению колошника, показавшая, что в период работы печи, характеризующийся наименьшими значениями коэффициентов нестабильности опускания шихты  $K_k = 0,20$  ед., были достигнуты согласованные параметры дутьевого режима печи и давления газа под колошником, обеспечивающие близкий к рациональному газодинамический режим плавки, что сопровождается уменьшением расхода кокса на выплавку чугуна.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Металлургия чугуна: Учеб. для вузов. 3-е изд. перераб. и доп. / Под ред. Ю.С. Юсфина. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.*
2. *Жеребин Б.Н. Практика ведения доменной печи. – М.: Металлургия, 1980. – 248 с.*
3. *Пыжов В.Т. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1984. № 4. С. 5 – 9.*
4. *Готлиб А.Д. Доменный процесс. – Гостехиздат УССР, 1958. – 165 с.*
5. *Шулико С.Т., Воронин Г.Ю., Бузоверя М.Т., Хомяков Э.С. // Металл и литье Украины. 1994. № 9 – 10. С. 6 – 8.*
6. *Большаков В.И., Муравьева И.Г., Семенов Ю.С., Шулико С.Т. Анализ результатов исследований скоростей опускания шихты в доменных печах. // Сб. научн. тр. ИЧМ «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». 2006. Вып. 12. С. 109 – 117.*
7. *Пат. 93975 С2 UA. Способ ведения доменной плавки / Большаков В.И., Шулико С.Т., Муравьева И.Г. // Бюл. изобретений. 2011. № 6.*
8. *А.с. 827545 СССР. Способ ведения доменной плавки / Некрасов З.И., Бузоверя М.Т., Хомич И.Т. // Бюл. изобретений. 1981. № 17.*
9. *Бузоверя М.Т., Шулико С.Т., Попов В.Н. Влияние повышенного давления колошниковогаза на работу горна доменной печи объемом  $5000 \text{ м}^3$ . Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Вып. 5. – К.: Наукова думка, 1986. С. 36 – 39.*
10. *Бузоверя М.Т., Ульянов А.Г., Почекайло Н.Е. и др. Бюл. ин-та «Черметинформация». Черная металлургия. 1995. № 12. С. 47 – 48.*
11. *Товаровский И.Г. Доменная плавка. 2-е изд. – Днепропетровск: Пороги, 2009. – 768 с.*
12. *Бочка В.В., Иващенко В.П., Ковшов В.Н. и др. Некоторые особенности работы доменной печи при повышении интенсивности плавки. // Новини науки Придніпров'я, збірка наукових доповідей до науково-практичної конференції, присвяченої 100-річчю Г. А. Воловіка, 2010. С. 50 – 53.*
13. *Бочка В.В. // Сталь. 1999. № 3. С. 4 – 7.*
14. *Рамм А.Н. О влиянии интенсивности плавки на производительность доменных печей и относительный расход кокса // Сб. Исследование доменного процесса. – М.: Изд. АН СССР, 1957. С. 85 – 87.*

© 2012 г. *И.Г. Муравьева, В.И. Большаков, Ю.С. Семенов, Е.И. Шумельчик*  
Поступила 12 декабря 2011 г.

УДК. 041:66.012.37

***В.В. Курносков, Л.А. Шульц***

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

### **КАМЕРНАЯ РЕКУПЕРАТИВНАЯ ПЕЧЬ С АЭРОДИНАМИЧЕСКИМ РАЗДЕЛЕНИЕМ РАБОЧЕГО ПРОСТРАНСТВА ДЛЯ БЕЗОКСИДНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА СТАЛИ В КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

Безокислительный нагрев стали открытым пламенем, в случае применения в качестве топлива природного газа, до температуры обработки ее давлением предполагает нагрев металла в продуктах неполного горения при коэффициенте расхода воздуха  $n$  не выше 0,5. Доля выделенной химической энергии природного газа при коэффициенте расхода необогащенного кислородом воздуха  $n = 0,48 - 0,5$  в равновесных условиях составляет всего около 35 %, а калориметрическая температура – 1300 °С. Естественно, приблизиться как по энергоэффективности, так и по скорости и температуре

нагрева металла к печам с обычным полным сжиганием топлива в таких условиях возможно только в случае стадийного сжигания топлива в них с аэродинамическим разделением рабочего пространства, т.е. открытым для нагрева металла излучением пламени не только первичного, но вторичного сжигания (дожигания) топлива [1]. Если же иметь в виду рекуперативные традиционные печи, достичь сравнимых с ними результатов по интенсивности и экономичности нагрева в условиях безокислительного нагрева в печах с аэродинамическим разделением возможно только при равнозначном с обычным нагревом использовании тепла отходящих газов.

Учитывая известные трудности при температуре подогрева газов выше 600 °С [2], связанные либо со стойкостью металлических рекуператоров, либо со сложностью работы с регенераторами, либо с образованием

<sup>1</sup> Работа выполнена по гранту (2010 – 2012 г.) «Создание сквозной энергосберегающей технологии термообработки ответственных изделий атомной энергетики на основе энергоэффективного оборудования» в соответствии с постановлением Правительства РФ № 218 от 09.04.2010 г.

сажи, остановимся на оценке возможной конструкции и показателях работы рекуперативной безокислительной печи с температурой подогрева воздуха не более 550 – 600 °С и газа до 350 – 400 °С. Как показала практика работы рекуперативных печей, серьезных проблем с таким подогревом газов обычно не возникает.

В печах безокислительного нагрева с аэродинамическим разделением рабочего пространства целесообразен подогрев как первичного, так и вторичного воздуха. Подогрев вторичного воздуха в условиях работы таких печей существенно раздвигает его потенциальные возможности для использования в качестве завесы между зонами первичного и вторичного горения, увеличивает коэффициент использования топлива (КИТ) и тепловой КПД печи, приближая печи безокислительного нагрева по эффективности использования топлива к обычным печам с аналогичным подогревом газов.

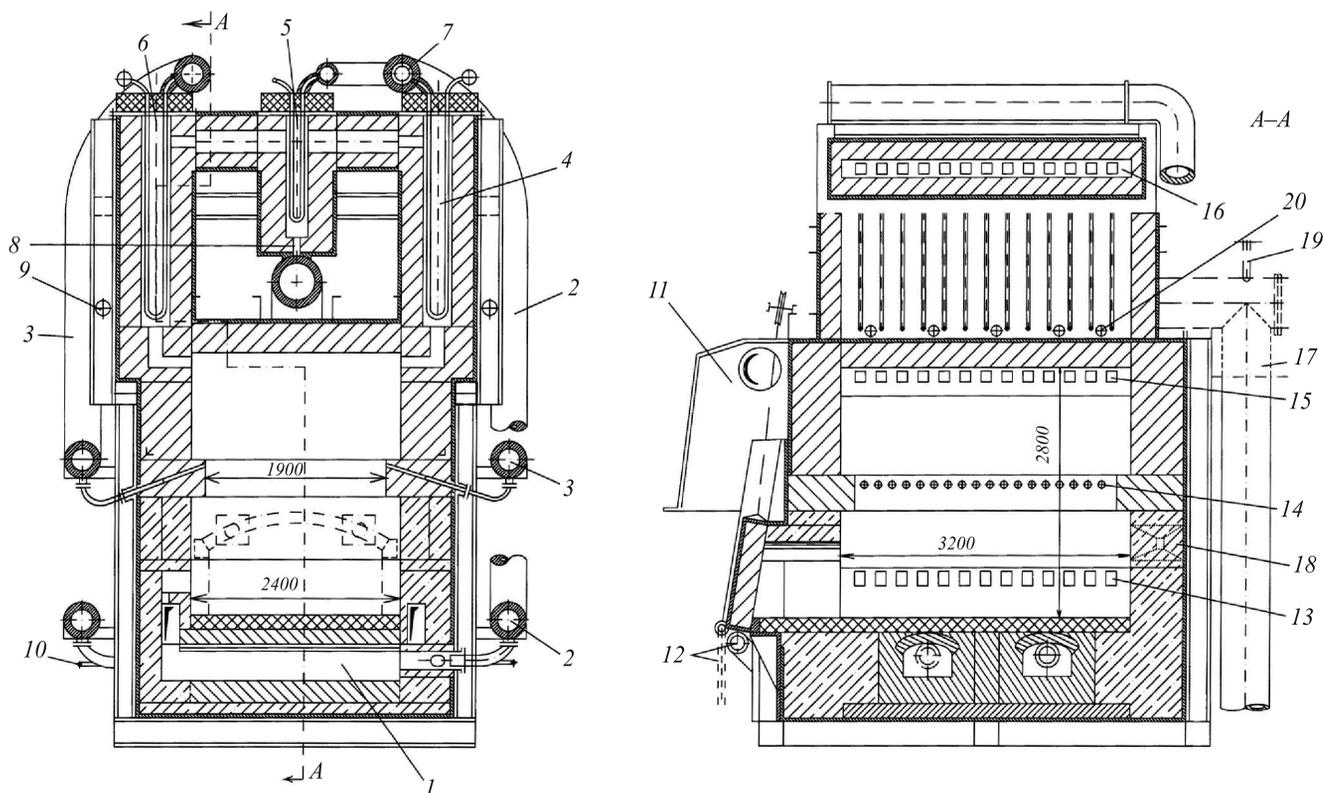
При подогреве первичного воздуха до 600 °С и сжигании природного газа с коэффициентом расхода воздуха 0,48 – 0,5, calorиметрическая температура горения составит почти 1500 °С, при подогреве воздуха

до 550 °С и газа до 350 °С (равнозначно подогреву одного воздуха до 675 °С) – 1600 °С, при подогреве воздуха до 600 °С, газа до 400 °С (или одного воздуха до 750 °С) – 1750 °С.

Конструкция и элементы камерной рекуперативной кузнечной печи с предлагаемой технологией подготовки и сжигания природного газа в ней показаны на рисунке.

Ряд обозначенных на рисунке позиций (9, 10, 18, 19, 20) связаны со вспомогательными операциями и режимами работы, в том числе: розжиг печи, работа на холостом ходу, защита рекуператора, защита дымососа.

Расчетные технические характеристики печи в номинальном режиме работы: максимальная температура нагрева металла 1280 °С, температура отходящих из печи газов 1350 °С при  $n = 1,1$ , производительность 2,2 т/ч (для заготовок размерами от 100 до 300 мм при максимальной массе садки до 3,5 т), тепловой КПД печи 52 %, допустимая неравномерность нагрева заготовок по поду 5 – 8 °С. Удельный расход природного газа при температуре подогрева первичного и вторич-



Схематические разрезы камерной рекуперативной печи с аэродинамическим разделением рабочего пространства:

- 1 – подподовая топка; 2 – трубопровод для подвода горячей газо-воздушной смеси к топкам; 3 – трубопровод для подвода горячего вторичного воздуха к соплам аэродинамической завесы; 4 – 6 – петлевые металлические рекуператоры для подогрева: 4 – первичного воздуха до 550 (580) °С, 5 – природного газа до 350 (380) °С, 6 – вторичного воздуха до 550 °С; 7 – сборный трубопровод первичного горячего воздуха и горячего природного газа; 8 – каналы для отвода отработанных продуктов горения в газоотводящий коллектор; 9 – трубопровод для подачи водяного пара или холодного воздуха в воздушные рекуператоры (используется на режиме холостого хода печи и переходных режимах работы); 10 – природный газ для пуска и разогрева печи; 11 – зонт с газоотводящим каналом в цеховую аспирационную систему; 12 – аэродинамическая и цепная завесы окна загрузки и выгрузки металла; 13 – каналы для ввода продуктов первичного горения в зону нагрева металла; 14 – сопла для подачи вторичного воздуха; 15 – каналы для подвода продуктов дожига в воздушные рекуператоры; 16 – канал для продуктов горения, соединяющий рекуператоры; 17 – трубопровод для отвода газов от печи, соединенный с дымососом и дымовой трубой; 18 – амбразура горелки ГНП-5А; 19 – трубопровод для ввода третичного воздуха для защиты дымососа; 20 – каналы для ввода пара или воздуха

ного воздуха 550 °С, газа 350 °С и суммарном коэффициенте расхода воздуха в печи 1,1 не превысит 45 м<sup>3</sup>/т.

При выборе материалов теплоограждений печи безокислительного нагрева были использованы их традиционные характеристики без учета взаимодействия с атмосферой [3].

Основная часть стен, свод рабочего пространства и ограждения рекуператоров, включая и участки с каналами для перетока газов, с отверстиями для сопел подачи вторичного воздуха и козырьки на стенах (они уменьшают естественное пристенное «сползание» газов) выполнены из муллитокремнеземистого волокна – керамволокна типа НТЗ – 1425 в сочетании с клеевыми композитами и специальными элементами для крепления.

От характера движения газов в рабочем пространстве печей с аэродинамическим разделением рабочего пространства в первую очередь зависит качество их работы, т.е. подавление окисления металла в условиях полного использования химической энергии топлива. Оно определяется струями входящих в него газов, их расположением, кинетическими характеристиками, направлением, равномерностью компоновки. В этой части рассматриваемой печи элементы рабочего пространства и параметры вводимых в него газовых струй в значительной степени заимствованы из конструкции и материалов по эксплуатации нерекуперативных печей Ступинского металлургического комбината (СМК), натурные испытания которых показали эффективность их работы [1].

Для достижения термодинамического равновесия продуктов горения при сжигании природного газа с  $n = 0,48 - 0,5$  и организации их равномерного выхода в рабочее пространство с низкой скоростью (до 3 м/с) на печи предусмотрены две закрытые с одной стороны подподовые топки. К топкам по трубопроводам (2) подводится горячая газоздушная смесь. Смешение газов организовано в сборном коллекторе горячего воздуха (7), по всей длине которого поступает горячий природный газ через отверстия в перфорированной кооксильно расположенной в нем трубы. Материал труб 12Х18Н9Т. С целью улучшения смешения газов в газоподводящем к топкам трубопроводе предусматриваются диафрагмы, для предотвращения проскока пламени – перед топками устанавливаются огнепреградительные сетки или вставки из свернутой металлической ленты с рифами. Максимальная температура в топках не превысит 1550 °С. Длина каждой топки равна ширине пода печи, объем 0,4 м<sup>3</sup>, видимая плотность тепловыделения при номинальном режиме 0,42 МВт/м<sup>3</sup>. Часть тепла топок непосредственно расходуется на подогрев пода (печь с «теплым подом»). В конце топок газы распределяются по двум горизонтальным соединительным каналам и 26 амбразурам размером 116×140 мм, равномерно размещенным в боковых стенах печи, как показано на рисунке. В режиме номинальной мощности печи около 1 МВт через каналы в

печь поступит  $100 \cdot 6,62 / 3600 = 0,183$  нм<sup>3</sup>/с продуктов неполного горения, действительная скорость газов в них составит 2,9 м/с, общая кинетическая мощность струй 0,8 Вт. Скорость по оси струй продуктов неполного горения, с учетом их небольшого остывания и некоторого искривления силами естественной конвекции и Коанда, по достижению центра рабочего пространства уменьшится почти вдвое, расход же газов через их сечение увеличится на 50 – 60 %. Очевидно, что такие струи могут быть причиной лишь относительно малоинтенсивного рециркуляционного движения газов, которое не нарушит целостности и состава защитной атмосферы на поду рабочего пространства с загруженным на него металлом.

Ввод вторичного воздуха в рабочее пространство организован через 50 отверстий, равномерно размещенных, как и каналы для продуктов неполного горения, в боковых стенах печи на расстоянии от пода 1,5 м. Начальный диаметр воздушных струй 25 мм, температура 550 °С, шаг между струями 130 мм, угол наклона к горизонтальной плоскости 20 – 22°. Расход воздуха для дожигания газов (и организации внутриворонной завесы) при номинальном режиме и суммарном  $n = 1,1$  составит 0,16 нм<sup>3</sup>/с, действительная начальная скорость струй – 20 м/с, общая кинетическая мощность струй – 86 Вт. К моменту встречи пламенных струй вторичного воздуха скорость газов на их оси точно определить практически невозможно, ориентировочно она составит около 2 м/с, присоединенный расход газов – трех-пяти кратный к начальному расходу вторичного воздуха. Очевидно, струи вторичного воздуха, выполняющая роль завесы между зонами, одновременно являются весьма мощными турбулизаторами движения газов в зоне их смешения с продуктами неполного горения и над ними. Естественно, они же ответственны и за относительно развитое циркуляционное движение в этих зонах, что наряду с положительными его последствиями, связанными с улучшением смешения и дожигания газов, может привести и к разбавлению газов на поду печи. В режимах работы печей СМК скорость струй вторичного холодного воздуха в различных вариантах их конструкций изменялась от 6 до 20 нм/с. Во всех случаях работы с такими скоростями вторичного воздуха достигалось полное дожигание газов в рабочем пространстве печи при общем  $n$  не выше 1,1, а атмосфера в зоне нагрева металла практически не загрязнялась продуктами дожигания. В настоящей же конструкции существенно повышена равномерность отвода газов из зоны дожигания, что в свою очередь увеличит гарантии эффективного использования топлива в ней.

Весьма существенно на работу печи безокислительного нагрева металла может повлиять режим ее работы при загрузке и выгрузке металла. Как показывает опыт их эксплуатации, а особенно опыт работы термических печей с контролируемой атмосферой, сохранить качественную атмосферу в печи при открытии окна невоз-

можно, если печь не имеет специальных механических или газовых завес на окнах, тамбуров и пр. Для того, чтобы избежать частого открывания окна и ухудшения атмосферы в печи, иногда конструируются печи с выдачей металла через под печи, что существенно усложняет их обслуживание.

Впервые выбивание горячих газов через загрузочные окна печей – «газосливы» было рассмотрено В.Е. Грум-Гржимайло в его «гидравлической теории печей». Решение задачи «незаотпленного газослива» было дано еще в начале прошлого века И.Г. Есьманом [4]. По его многократно проверенным данным, количество выходящих через открытое загрузочное окно продуктов горения может быть рассчитано по формуле

$$V_t = 1,37BH^{1,5} \left( \frac{t_d - t_b}{T_b} \right)^{0,5}, \text{ м}^3/\text{с}.$$

В соответствии с данными И.Г. Есьмана, действительное количество выбивающихся дымовых газов  $V_t$  при высоте окна  $H = 0,9$  м, ширине  $B = 1,8$  м, температуре продуктов горения  $t_d = 1300$  °С, температуре наружного воздуха  $t_b = 20$  °С ( $T_b = 293$  К) составляет  $4,4$  м<sup>3</sup>/с, что более чем в 4 раза превышает действительное количество технологических продуктов неполного горения, поступающих в зону нагрева металла рассматриваемой печи. Одновременно через нижнюю часть окна, составляющую около 35 % его высоты («высоты газослива»), в печь неизбежно будет поступать атмосферный воздух. Очевидно, выгрузка и загрузка металла через незащищенное открытое окно настолько дезорганизует создание в печи необходимого атмосферного режима, что в условиях работы кузнечных печей с относительно небольшим весом нагреваемых заготовок (до 200 кг) и частым открытием окна практически исключит осуществление не только безокислительного, но малоокислительного нагрева, независимо от используемых в ней технологических режимов и газо-горелочного оборудования.

На кузнечных печах СМК использовали воздушные и паровые завесы, располагаемые вплотную к порогу окна. Воздух (или водяной пар) выходил вертикально вверх из толстостенного трубного коллектора завесы через ряд отверстий диаметром 3 – 5 мм со скоростью до 30 м/с. Расстояние между центрами отверстий не превышало 10 – 15 мм. В печах нагревали относительно не крупные заготовки (до 50 кг), их переносили с помощью подвесных малогабаритных клещей, что позволяло открывать окна на высоту не более 0,2 – 0,3 м и повышало эффективность работы завес. При этом печи на одно рабочее пространство имели по два окна, что также уменьшало количество выбивающихся и подсываемых газов.

При необходимости использования для загрузки и выгрузки из печи металла напольных машин с крупногабаритными манипуляторами, окна приходится открывать на полную их высоту, что предъявляет повышенные

требования к завесам. Особенно высокие требования к завесам предъявляются в электрических печах с контролируемой атмосферой. Их главное назначение – предотвратить доступ кислорода в рабочее пространство, попадание которого в термическую относительно низкотемпературную печь приводит не только к ухудшению состава контролируемой атмосферы, но и может привести к образованию взрывоопасной смеси. Основной тип завес для таких печей – периодически или постоянно открытыми проемами – пламенные завесы. Они в значительной степени позволяют сохранить в рабочем пространстве требуемый состав атмосферы. В качестве пламенных завес чаще других используются трубчатые горелки с отверстиями диаметром 3 – 5 мм, наибольшее расстояние между которыми не должно превышать размера их трех диаметров. К ним подается смесь топлива с воздухом при коэффициенте его расхода  $n = 0,3 - 0,5$ . Скорость смеси в отверстиях горелки составляет 5 – 10 м/с (обязательно больше скорости распространения пламени, для природного газа – 0,38 м/с). Если следовать рекомендациям выбора параметров пламенных завес на природном газе [5], максимальный расход газа для перекрытия проема окна камерной печи, изображенной на рисунке, составит около 45 м<sup>3</sup>/ч. Столь высокий расход топлива на завесу в период открытия окна, достигающий примерно 50 % от поступления его в печь при номинальном режиме, вряд ли можно считать приемлемым. К недостаткам пламенных завес, особенно кузнечных печей, следует также отнести значительное выделение тепла и увеличение температуры у окна, затрудняющее их обслуживание.

Предполагается, что комплексная механо-аэродинамическая завеса для кузнечных камерных печей безокислительного нагрева может представлять наибольший интерес, тем более, что встречаясь с высокотемпературным горючим газом, покидающим рабочее пространство, воздушная завеса частично превращается в пламенную и в ней также начинают действовать силы естественной конвекции. Основное назначение аэродинамической завесы и подвешенных к заслонке окна сплошного ряда цепей – дополнительное сопротивление, снижающее интенсивность газообмена и теплообмена между печью и окружающей атмосферой. Место подобной завесы показано на рисунке. Газы из зонта над завесой удаляются через цеховую аэрационную систему. Конечно, проблемы уменьшения габаритов окна, габаритов обслуживающих такие печи манипуляторов и при установке завесы остаются очень важными для печей безокислительного нагрева металла.

В качестве материала труб высокотемпературных металлических рекуператоров обычно применяется жаростойкая ферритная легированная сталь 15X25T (ЭИ 439). Она характеризуется следующей глубиной коррозии при выдержке в атмосфере воздуха в течение одного года: при температуре 800 °С ≈ 0,1 мм, 850 °С – 0,175 мм, 950 °С – 0,294 мм, 1050 °С – 0,490 мм. По-

видимому, опираясь на приведенные данные и опыт эксплуатации теплообменников из этого металла, максимальную температуру применения стали 15X25T в рекуператорах целесообразно ограничить 900 °С, что позволяет гарантировать срок ее службы при толщине стенок 2,5 мм не менее 10 лет.

В рекуператорное пространство продукты горения поступают через каналы, равномерно размещенные в боковых стенах под сводом печи. Петли рекуператора (трубы 25×2,5 мм) располагаются вертикально, как показано на рисунке. Продукты горения поднимаются вверх вдоль труб со скоростью 0,42 м/с. Расстояние между стенами рекуператора около 250 мм, степень черноты газов в его нижней части при температуре 1350 °С – 0,129, в верхней части при температуре 1000 °С – 0,159, приведенный коэффициент излучения вниз – 1,97 Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>), вверх – 2,33 Вт/(м<sup>2</sup>·К<sup>4</sup>). Соответственно коэффициент теплоотдачи излучением от газов, с участием ограждений, к поверхности рекуператора: вниз при температуре металла 1000 °С – 240 Вт/(м<sup>2</sup>·К), вверх при температуре металла 800 °С – 150 Вт/(м<sup>2</sup>·К). Коэффициент теплоотдачи конвекцией со стороны продуктов горения 5 – 12 Вт/(м<sup>2</sup>·К), со стороны воздуха на начальном участке при скорости 20 м/с – 52 Вт/(м<sup>2</sup>·К), на сгибе вниз петли – 93 Вт/(м<sup>2</sup>·К), на выходе – 125 Вт/(м<sup>2</sup>·К).

В соответствии с приведенными оценочными результатами расчета коэффициентов теплоотдачи температура стенки трубы  $t_{ст}$  в нижней части рекуператора при температуре продуктов горения  $t_d = 1350$  °С, воздуха  $t_b = 300$  °С составит

$$t_{ст} = t_b + \frac{t_d - t_b}{1 + \alpha_b / \alpha_d} = 300 + \frac{1350 - 300}{1 + 93 / 250} = 1065 \text{ °С.}$$

Соответственно, на выходе газов при  $t_d = 1000$  °С,  $t_b = 550$  °С температура стенки  $t_{ст} = 795$  °С.

Очевидно, без значительной интенсификации внутреннего теплообмена в рекуператорах для подогрева воздуха избежать перегрева его стенок выше 900 °С при температуре входящих в него продуктов горения 1350 °С невозможно. В условиях высокотемпературного теплообмена оптимальным решением повышения внутреннего эффективного коэффициента теплоотдачи является применение лучевоспринимающих (частично турбулизирующих) вставок в трубы рекуператора. Использование вставок при температуре стенки 850 – 1050 °С типа шнек, секторные или засыпка из колец (сталь 12X18H10T) позволяет в 2 – 4 раза увеличить коэффициент теплоотдачи [6]. Соответственно в рассматриваемом режиме тепловой работы рекуператора для подогрева воздуха температура его стенки достигнет: при  $\alpha_b = 250$  Вт/(м<sup>2</sup>·К) – 825 °С, при  $\alpha_b = 200$  Вт/(м<sup>2</sup>·К) – 883 °С, при  $\alpha_b = 150$  Вт/(м<sup>2</sup>·К) – 956 °С. Средний коэффициент теплопередачи  $K_F = \alpha_b \alpha_d / (\alpha_b + \alpha_d)$  при использовании ре-

куператора со вставками и максимальной температуре стенки не выше 900 °С в анализируемых условиях его работы составит около 75 Вт/(м<sup>2</sup>·К). Активная поверхность нагрева двух рекуператоров для воздуха с прямоточно-противоточным движением газов при таких условиях его работы  $F_{акт} = 100 \cdot 10,37 \cdot 1,39 / (3,6 \cdot 75) = 5,33$  м<sup>2</sup>, общая поверхность  $F_{общ} \approx 7,8$  м<sup>2</sup>.

Температура стенок газового рекуператора (без вставок) не превысит 800 °С, активная поверхность – 1 м<sup>2</sup>.

Альтернативой вставок в трубы воздушных рекуператоров может быть снижение температуры продуктов горения примерно до 1100 °С путем ввода холодного воздуха (разбавление до  $n \approx 1,4$ ) или пара, что привело бы к увеличению их активной поверхности почти в 2,5 раза. Такой вариант для выбранной конструкции печи также возможен, так как и в этом случае компоновка рекуператоров практически бы сохранилась.

**Выводы.** Предлагаемый вариант камерных печей для безокислительного нагрева стали по тепловому КПД, сложности обслуживания и выбору материалов для строительства практически не отличается от обычных современных печей с одностадийным сжиганием топлива и высокой степенью рекуперации тепла отходящих газов, что при соответствующей доработке системы автоматического управления и стабилизации коэффициента расхода воздуха будет надежной основой перехода от опытной эксплуатации подобных печей к постоянной и широкому внедрению их в кузнечно-штамповочном производстве. Важнейшим условием эффективной работы таких печей, помимо соблюдения принятой технологии сжигания топлива, является и обеспечение сохранности качества атмосферы в рабочем пространстве при загрузке и выгрузке металла. Решение этой проблемы неизбежно связано с необходимостью установки на окна завес, а также с разработкой малогабаритных манипуляторов для захвата и перемещения заготовок.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Курносое В.В., Шульц Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 1. С. 9 – 13.
2. Исследование, проектирование и опыт эксплуатации печей для машиностроения: Сб. статей. – М.: ВНИПИ Теплопроект, 1967. – 35 с.
3. Леонидова М.Н., Шварцман Л.А., Шульц Л.А. Физико-химические основы взаимодействия металлов с контролируемыми атмосферами. – М.: Металлургия, 1980. – 264 с.
4. Есьман И.Г. // Журнал русского металлургического общества. 1914. № 1. С. 725 – 770.
5. Петрук А.П. Взрывобезопасность электротермического оборудования с контролируемыми атмосферами. – М.: Энергия, 1979. – 108 с.
6. Вашенко А.И., Шульц Л.А., Селезнев Н.П. // Уменьшение окисления и обезуглероживания стали. Ч. 1. – М.: Черметинформация. 1968. С. 15 – 20.

УДК 621.746.5.047 – 412:621.7.08

*В.Д. Тутарова, Д.С. Сафонов, К.В. Баранчиков,  
А.Н. Шаповалов, Е.А. Шевченко*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
Новотроицкий филиал

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ СЛЯБОВОЙ ЗАГОТОВКИ

Одной из основных задач при непрерывной разливке стали является управление процессом кристаллизации металла с целью обеспечения условий, необходимых для формирования качественного слитка.

Основными дефектами листового проката являются раскаты трещины, перешедшие с литого сляба от продольной, поперечной, сетчатой или паукообразной трещин. Причинами возникновения данных дефектов поверхности могут быть недостаточный или неравномерный теплоотвод в кристаллизаторе и на участке вторичного охлаждения, повышенная температура разливаемого металла, высокая скорость вытягивания сляба, чрезмерное охлаждение узких граней сляба, большой температурный градиент между ребрами и широкой гранью сляба, разгиб слябов при пониженных температурах, а также повышенное содержание в стали серы и фосфора.

С 2004 г. в ЭСПЦ ОАО «Уральская Сталь», эксплуатируется одноручьевая слябовая МНЛЗ № 2 конструкции фирмы SMS Demag, которая представляет собой вертикальную установку с последующим изгибом заготовки с шестью точками изгиба и четырьмя точками правки. Установка предназначена для разливки стали на слябы сечением 190×1200 и 270×1200 мм с максимальной проектной скоростью вытягивания 1,6 и 1,2 м/мин соответственно.

Наиболее массовыми марками стали, разливаемыми на МНЛЗ № 2, являются К52-1, 10ХСНДА и 10ХСНД, 09Г2С, 15ХСНДА и 15ХСНД, 17Г1С-У, СТЗСП, С345, 13Г1С-У и РСД32, объем производства которых превышает 80 % общего объема годных слябов.

Несмотря на продолжительный срок эксплуатации МНЛЗ № 2 и большую работу, проведенную по ее модернизации, отбраковка листового проката по литым дефектам достигает 7 % по некоторым маркам стали. На рис. 1 представлена статистика по отбраковке проката из слябовой заготовки за январь – октябрь 2011 г.

Анализ данных по отбраковке листового проката (см. рис. 1) свидетельствует о высокой пораженности заготовок, особенно сечением 270 мм, различными видами дефектов. Основными дефектами литых слябов для большинства марок стали являются наружные и внутренние трещины, одной из основных причин возникновения которых является избыточное или недоста-

точное охлаждение отдельных участков поверхности слитков вследствие неправильно организованного режима вторичного охлаждения.

Наличие проблем, связанных с качеством заготовки, приводит к необходимости дополнительно производить зачистку непрерывнолитых слябов и листов, полученных из них, что значительно снижает выход годного.

Вопрос повышения качества непрерывнолитого слитка является сложной многофакторной проблемой, поэтому для каждого комплекса производственных условий имеется рациональный режим охлаждения. Оптимизация температурно-скоростных режимов разливки, учитывающая свойства разливаемой стали и конструктивные параметры МНЛЗ, невозможна без комплексного изучения параметров непрерывной разливки на реальном объекте и проведении экспериментальных исследований изменения температуры поверхности заготовки как по длине, так и по сечению.

Для изучения температуры поверхности заготовки в условиях электросталеплавильного цеха ОАО «Уральская Сталь» на МНЛЗ № 2 был проведен эксперимент по исследованию температурных полей непрерывнолитой заготовки сечением 1200×270 мм, отливаемой при скорости вытягивания 0,9 м/мин. Поскольку химичес-

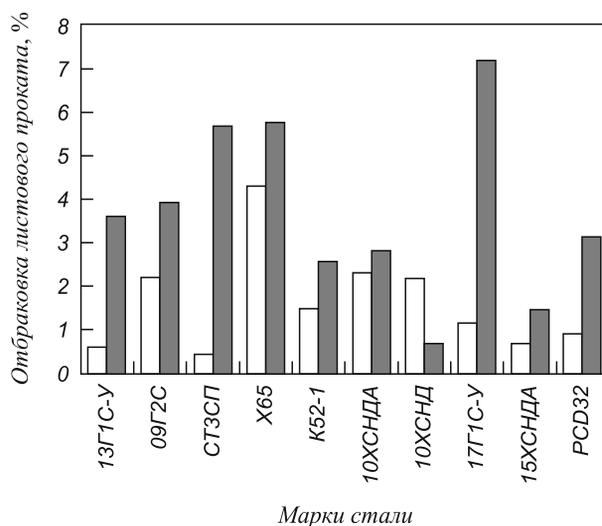


Рис. 1. Статистика по отбраковке листового проката из слябовой заготовки МНЛЗ № 2 за январь – октябрь 2011 г.:  
□ – сляб 190 мм; ■ – сляб 270 мм.

кий состав и свойства стали существенно влияют на качество заготовки, эксперименты проводили на наиболее массовых марках сталей с различным содержанием углерода: 17Г1С-У и 09Г2С.

Температура поверхности заготовки измерялась на выходе из бункера зоны вторичного охлаждения перед агрегатом газовой резки (технологическая длина на контрольной отметке составляла 30,5 м) при помощи пирометра «Луч» с диапазоном измерений от 350 до 1800 °С.

Замеры проводились на поверхности заготовки по малому радиусу ( $r$ ) в пяти точках и со стороны узкой грани в трех точках. Геометрические области замеров приведены на рис. 2. Стрелкой обозначено направление движения заготовки.

В ходе эксперимента были выполнены две серии замеров на плавках сталей 09Г2С и 17Г1С-У (см. таблицу). Ввиду малой дисперсии результаты измерений были усреднены.

Сравнительный анализ рекомендованных и фактических расходов воды по контурам охлаждения при разливке стали 09Г2С (плавка V 16076) показал, что для всех контуров, кроме 11, отклонение расходов воды от требуемых по технологической инструкции не превышает 3,2 %. В контуре 11 зоны вторичного охлаждения рабочие расходы воды были занижены относительно рекомендованных в среднем на 29,3 и 42,1 % по малому

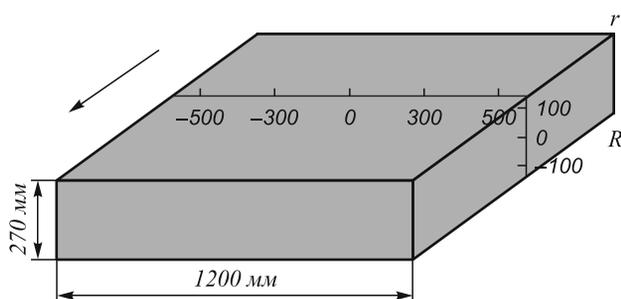


Рис. 2. Точки измерения температуры на поверхности заготовки

**Основные параметры разливки**

Показатель	Марка стали	
	09Г2С	17Г1С-У
Толщина заготовки, мм	270	
Скорость вытягивания, м/мин	0,9	
Номер плавки	V 16076	V 16476
Дата проведения	11.11.2011	8.12.2011
Номер плавки в серии	12	18
Температура металла в промышленном ковше, °С	1535	1537
Длительность разливки, мин	57	52
Содержание серы, %	0,008	0,002
Содержание фосфора, %	0,011	0,013

и большому радиусу соответственно. При разливке стали 17Г1С-У (плавка V 16476) расходы и давление воды по секциям вторичного охлаждения соответствовали рекомендованному режиму охлаждения для данной марки стали.

На рис. 3 приведены графики изменения температуры поверхности широкой грани исследуемых заготовок со стороны малого радиуса.

При проведении экспериментов в центральной части широкой грани заготовки визуально наблюдалась темная полоса, соответствующая вогнутой части графика (см. рис. 3), свидетельствующая о неравномерном охлаждении заготовки в зоне вторичного охлаждения (ЗВО). Кроме того, более резкий перепад температуры смещен к углам заготовки и составляет в среднем 80 °С.

Полученные данные позволили выявить несимметричность распределения температуры по поверхности широкой грани литой заготовки (см. рис. 3): левая по направлению разливки поверхность заготовки переохлаждена по сравнению с правой. Несимметричность температурного поля в различных участках по поверхности широкой грани составляет от 20 до 60 °С. Это объясняется конструктивными особенностями системы подачи шлакообразующей смеси: с течением времени с одной стороны МНЛЗ происходит постепенное засорение форсунок ЗВО шлакообразующей смесью и, соответственно, нарушается охлаждение заготовки. С увеличением серийности и, следовательно, общего времени разливки на МНЛЗ, угол наклона температурной кривой изменяется до 20°, а разница температур достигает 50 °С.

На рис. 4 приведены графики изменения температуры поверхности узкой грани исследуемых заготовок.

Неравномерное распределение температуры по толщине заготовки (см. рис. 4) объясняется недостаточной согласованностью в расходах охладителя со стороны узкого и широкого радиусов непрерывнолитой заготовки, что приводит к разнице температур до 40 °С между

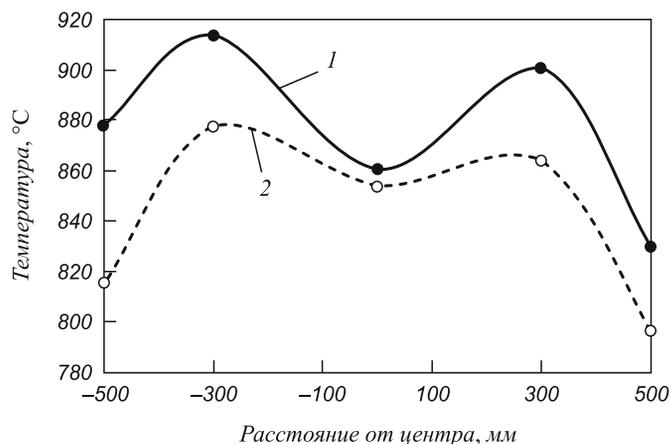


Рис. 3. Температура поверхности широкой грани заготовки: 1 – 17Г1С-У; 2 – 09Г2С

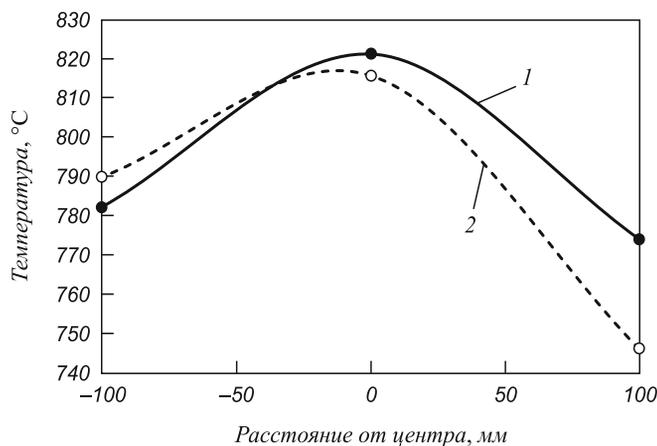


Рис. 4. Температура поверхности узкой грани заготовки:  
1 – 17Г1С-У; 2 – 09Г2С

верхней и нижней частью заготовки и перепадам температур между центром заготовки и угловой зоны, особенно со стороны малого радиуса до 70 °C.

Однако, так как замеры не производились непосредственно на углах заготовки, следуя из общей картины изменения температуры и визуального осмотра, мож-

но предположить, что именно на углах температура достигает своего минимального значения. В результате при выходе сляба толщиной 270 мм из бункера ЗВО наблюдались темная холодная сердцевина и две светлые горячие полосы на расстоянии 1/4 от края слитка и далее более темные края. Анализ качества поверхности толстого листа подтвердил, что дефекты располагаются двумя полосами, местоположение которых совпадает с границами темных и светлых участков на слябе. Таким образом, выявленная в исследовании неравномерность охлаждения заготовки является основной причиной образования дефектов, проявляющихся на листовом прокате. В этой связи остается актуальным вопрос разработки оптимальных режимов охлаждения непрерывнолитой слябовой заготовки, включая и выбор рациональных расходов охладителя по контурам ЗВО. Решение этого вопроса позволит повысить качество листового проката ответственного назначения и увеличить выход годного одноручьевой слябовой МНЛЗ № 2 ОАО «Уральская Сталь».

© 2012 г. В.Д. Тутарова, Д.С. Сафонов,  
К.В. Баранчиков, А.Н. Шаповалов, Е.А. Шевченко  
Поступила 20 декабря 2011 г.

*О.Г. Дорохина., А.А. Карвецкий, В.А. Арутюнов,  
В.В. Курносов, И.А. Левицкий*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГАЗОДИНАМИКИ И ТЕПЛООБМЕНА В ПЕЧИ ВЫСОКОТОЧНОГО НАГРЕВА<sup>1</sup>

При термической обработке в печи высокоточного нагрева особое значение имеет однородность температурного поля заготовок, во многом определяющая однородность полей их физических свойств после термической обработки. Однородность температурного поля обусловлена однородностью распределения плотности теплового потока по поверхности заготовок, которая, в свою очередь, зависит от характеристик горелочных устройств, их положения в рабочем пространстве печи, режима их работы.

В данной работе методом математического моделирования изучено влияние параметров горелочного устройства, установленного в нижней части печи высокоточного нагрева, на равномерность нагрева в ней цилиндрических заготовок. Основные допущения разработанной математической модели следующие:

– рассматриваемая задача считается двумерной (т.е. условия вдоль заготовки считаются однородными);

– кинетика горения газообразного топлива не рассматривается (предполагается, что из горелочного устройства выходит поток продуктов сгорания заданного состава и температуры, что соответствует использованию рекуперативной горелки полного предварительного смешения);

– характер движения продуктов сгорания (ПС) считается турбулентным, для моделирования турбулентности применима стандартная  $k$ - $\epsilon$  модель;

– стенки камеры печи в гидравлическом отношении являются шероховатыми (коэффициент трения на стенке зависит только от заданной высоты выступов шероховатости), в тепловом отношении – адиабатными (это допущение не вносит существенной погрешности, введено для упрощения модели, поскольку вопросы теплового баланса в исследовании не рассматриваются);

– радиационный теплообмен в рабочем пространстве печи не учитывается (рассматривается только конвективный и кондуктивный перенос в объеме продуктов сгорания с учетом турбулентности, конвективная теплоотдача к поверхности заготовки и задача теплопроводности внутри заготовки).

Схема рабочего пространства печи, соответствующая выбранной двумерной постановке задачи, показана на рис. 1.

В соответствии со сделанными допущениями, рассматриваемая задача описывается двумя уравнениями Навье–Стокса и уравнением неразрывности (дополненными еще двумя уравнениями переноса субстанции для кинетической энергии турбулентности  $k$  и скорости ее диссипации  $\epsilon$ ), а также уравнением энергии (в области заготовки вырождающимся в уравнение теплопроводности).

Программная реализация математической модели осуществлялась с помощью программного комплекса FLUENT, для генерации расчетной сетки применялся программный модуль GAMBIT.

Моделирование проводили для трех вариантов входных параметров ПС, условно соответствующих различным типам горелочных устройств: скорость ПС на входе 120 м/с и температура 1500 °С, высота входной щели 7,85 мм (I); скорость ПС на входе 82,6 м/с и температура 1000 °С, высота щели 11,86 мм (II); скорость ПС на входе 61,5 м/с и температура 700 °С, высота щели 16,33 мм (III). Основные исходные данные и сводные результаты математического моделирования для пробного периода нагрева продолжительностью 10 мин представлены в таблице. Выбранные для сравнения

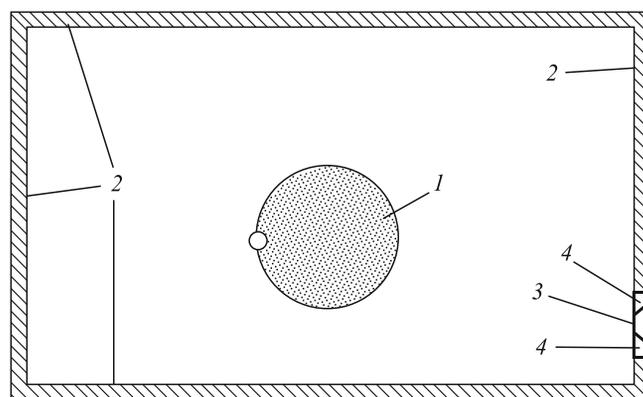


Рис. 1. Схема расположения заготовки и горелки в печи высокоточного нагрева:

1 – заготовка; 2 – внутренние поверхности стенок печи; 3 – входное сечение горелки; 4 – выходное сечение горелки

<sup>1</sup> Работа выполнена в рамках гранта по Постановлению правительства РФ № 218 от 09.04.2010.

**Сопоставление результатов, полученных для трех вариантов расчета**

Показатель	Вариант расчета		
	I	II	III
Начальная температура ПС, °С	1500	1000	700
Высота входной щели, мм	7,85	11,86	16,33
Средняя скорость ПС на входе, м/с	120,0	82,6	61,5
Массовый расход ПС на входе, кг/с	0,1876	0,2662	0,3646
Объемный расход ПС на входе, м <sup>3</sup> /с	0,94	0,97	1,00
Поток энтальпии на входе, кВт	400,4991	400,4991	400,4991
Поток импульса на входе, н	22,45	22,45	22,45
Плотность теплового потока на заготовку в начале нагрева, Вт/м <sup>2</sup> :			
максимальная	14 099,5	7124,6	1769,1
средняя	8850,6	4505,6	1120,4
минимальная	3392,1	1833,8	460,5
Плотность теплового потока на заготовку через 10 мин, Вт/м <sup>2</sup> :			
максимальная	13 907,7	7912,3	1738,8
средняя	8887,3	4505,5	1114,8
минимальная	3567,0	1934,5	482,9
Среднемассовая температура заготовки, °С:			
начальная	600,0	600,0	600,0
через 10 мин	604,0	602,0	600,5
Температура поверхности заготовки через 10 мин нагрева, °С:			
максимальная	631,2	615,7	603,9
средняя	619,3	610,1	602,5
минимальная	608,3	604,5	601,1
Кратность циркуляции (массовая)	9,35	8,20	5,98

варианты характеризовались одинаковыми значениями входных потоков импульса и энтальпии (именно для равенства обеих этих величин во всех рассматриваемых вариантах потребовалось различие в высоте входных сечений горелочных устройств); массовые и объемные расходы во входном сечении горелки при этом оказывались существенно различными.

В варианте I, соответствующем скоростной горелке, достигается максимальная величина кратности циркуляции (вычисляемой как отношение массового расхода через вертикальную поверхность над заготовкой ко входному потоку массы), равная 9,35; в варианте III, соответствующем низкотемпературной и низкоскоростной горелке, величина кратности циркуляции минимальна и равна 5,98; для варианта II, соответствующего промежуточным характеристикам, кратность циркуляции имеет промежуточное значение 8,2.

Безусловно, увеличение кратности циркуляции означает более эффективную схему движения дымовых газов и лучшее использование их теплоты до выхода из рабочего пространства, так как при этом увеличивается не только интенсивность взаимодействия потока ПС с

поверхностью заготовки, но и время их контакта.

Тем не менее, это увеличение кратности циркуляции не компенсирует неоднородность температуры в рабочем пространстве печи, изменяющейся от значения на поверхности заготовки до входной температуры потока в горелочном устройстве.

Распределение плотности теплового потока по поверхности заготовки в зависимости от угловой координаты в начале нагрева приведено на рис. 2, практически таким же оно остается через 10 мин после начала нагрева (точные количественные значения минимальной, максимальной и средней по поверхности заготовки величины плотности теплового потока в начале и конце пробного периода представлены в таблице). Угловая координата на рис. 2 отсчитывается по часовой стрелке от точки заготовки, наиболее удаленной от стенки печи с установленным горелочным устройством (эта точка помечена на рис. 1). Как видно из приведенных данных, распределение плотности теплового потока по поверхности заготовки носит немонотонный характер: кривая зависимости имеет два максимума и два минимума. Глобальный максимум на кривой соответствует

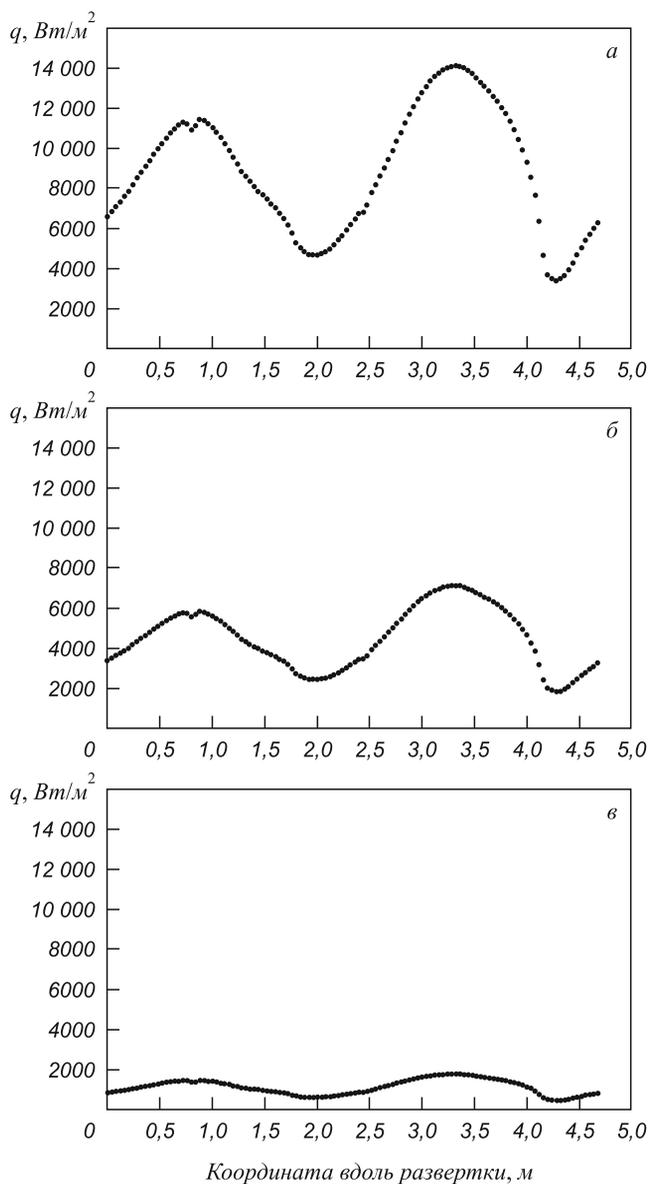


Рис. 2. Начальное распределение плотности теплового потока по поверхности заготовки:

- $a - v_{\text{BX}} = 120 \text{ м/с}, T_{\text{BX}} = 1500 \text{ °C}, h_{\text{BX}} = 7,85 \text{ мм};$
- $б - v_{\text{BX}} = 82,6 \text{ м/с}, T_{\text{BX}} = 1000 \text{ °C}, h_{\text{BX}} = 11,86 \text{ мм};$
- $в - v_{\text{BX}} = 61,5 \text{ м/с}, T_{\text{BX}} = 700 \text{ °C}, h_{\text{BX}} = 16,33 \text{ мм}$

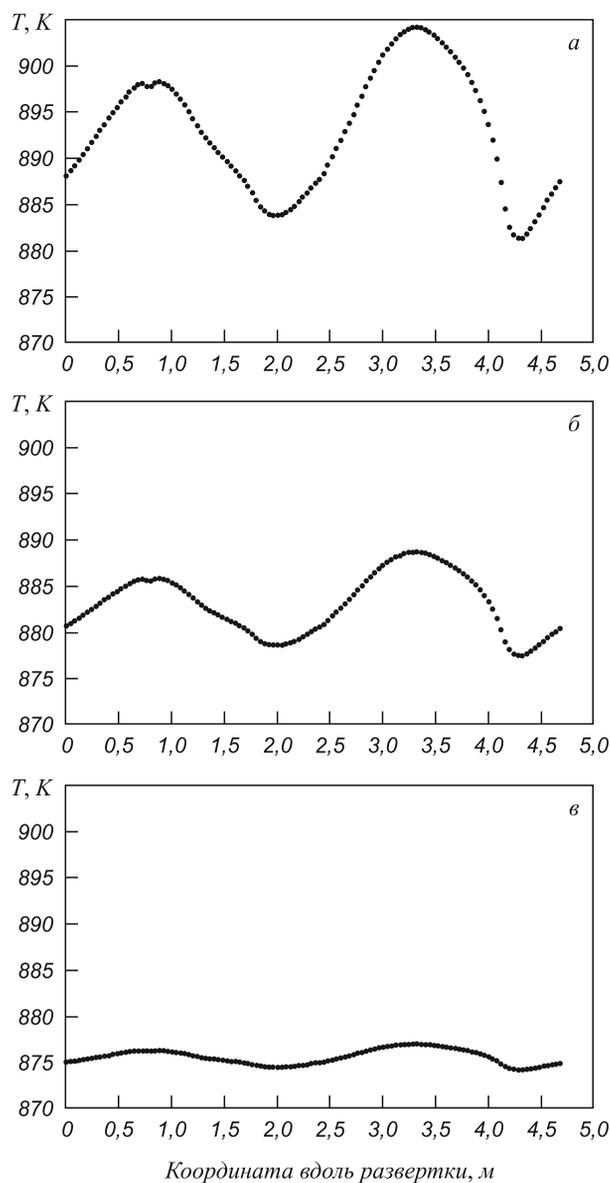


Рис. 3. Распределение температуры по поверхности заготовки через 10 мин после начала нагрева:

- $a - v_{\text{BX}} = 120 \text{ м/с}, T_{\text{BX}} = 1500 \text{ °C}, h_{\text{BX}} = 7,85 \text{ мм};$
- $б - v_{\text{BX}} = 82,6 \text{ м/с}, T_{\text{BX}} = 1000 \text{ °C}, h_{\text{BX}} = 11,86 \text{ мм};$
- $в - v_{\text{BX}} = 61,5 \text{ м/с}, T_{\text{BX}} = 700 \text{ °C}, h_{\text{BX}} = 16,33 \text{ мм}$

нижней части заготовки, атакуемой потоком продуктов сгорания, глобальный минимум – точке на поверхности заготовки, расположенный между нижней точкой и началом отсчета.

С уменьшением температуры и скорости ПС, выходящих из горелки, средний уровень теплового потока на заготовку снижается, а его неоднородность по поверхности заготовки сглаживается. Это, в свою очередь, приводит к соответствующему распределению температуры по поверхности заготовки, представленному на рис. 3 (точные количественные значения минимальной, максимальной и средней по поверхности заготовки температуры в конце пробного периода представлены в таблице). Перепад температуры по поверхности за-

готовки в конце пробного периода в варианте I превышает 20 °С, в варианте II около 10 °С, а в варианте III не превышает 3 °С. При этом среднемассовое значение температуры заготовки в конце пробного периода для варианта III всего на 3,5 °С ниже, чем в варианте I.

Полученные результаты позволяют вариант III схемы подачи ПС (низкоскоростная и низкотемпературная горелка) считать наиболее соответствующим целям высокоточного нагрева и рекомендовать именно такую схему на термических печах для обработки ответственных изделий.

*Н.М. Дуров, Г.С. Подгородецкий, В.В. Коровушкин*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

## РАСЧЕТ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО РАВНОВЕСИЯ В СЛОЖНЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМАХ ПРИ ХЛОРИРОВАНИИ ОГАРКОВ НИКЕЛЕВОГО ПРОИЗВОДСТВА С ЦЕЛЬЮ УДАЛЕНИЯ МЕДИ

В настоящее время на российских металлургических предприятиях все более остро стоит вопрос улучшения качества выпускаемой продукции. В частности предприятия, специализирующиеся на производстве ферроникеля, столкнулись с проблемой удаления меди из огарков никелевого производства.

В металлургии широко применяется экстрагирование различных элементов с помощью хлора и его соединений [1 – 3]. Хлор может образовывать многочисленные соединения с элементами, образующими никелевые огарки. С целью изучения поведения элементов в сложных многокомпонентных системах был применен программный комплекс ИВТАНТЕРМО, разработанный Институтом высоких температур АН РФ. Алгоритм расчета в программе основан на минимизации энергии Гиббса. База данных комплекса включает более 3000 соединений по 97 элементам. В качестве вариативных переменных могут использоваться температура, давление, состав компонентов.

Для проведения анализа был принят средний химический состав никелевого огарка, %: 70 – 73 Ni, 1,5 – 2,5 Co, 1,0 – 2,0 Fe, 0,3 – 0,7 S, остальное – кислород. В расчете принят следующий химический состав системы, моли: 100 Ni, 2 Co, 2 Fe, 2 Cu, 1 S, 75 O<sub>2</sub>, 5 Cl. Хлор взят с небольшим избытком по сравнению со стехиометрическим для CuCl<sub>2</sub>. Кислород принят с избытком с учетом окислительной атмосферы. Давление 1 атм. В качестве вариативной переменной принята

температура 25 – 1500 °С (шаг расчета 25 °С). В расчете взято 78 соединений, в том числе 50 соединений в газовой фазе.

Графические результаты расчета твердых и газообразных фаз при хлорировании никелевого огарка приведены на рис. 1, 2, из которых видно, что во всем диапазоне температур основным соединением никеля является NiO. При температуре до 820 °С в небольших количествах (1,5 – 2,0 %) образуется конденсированный хлорид никеля, а при повышении температуры до 950 °С появляется газообразный. Его содержание не превышает 0,7 % от исходного количества никеля. Помимо NiCl<sub>2</sub>, в газовой фазе присутствуют другие компоненты (Ni, NiO, NiCl), однако их количество существенно меньше.

В отличие от никеля, медь может образовывать гораздо больше соединений в конденсированной и газовой фазах. Перераспределение меди между соединениями приведено на рис. 3.

Из приведенных данных видно, что до температуры 500 °С хлорирование меди не происходит. Вся медь находится в виде конденсированного оксида (CuO). В интервале температур 550 – 750 °С основная доля меди (до 70 %) находится в виде конденсированного CuCl. Остальная часть меди переходит в газообразную форму в виде хлоридов. Наиболее вероятные газообразные со-

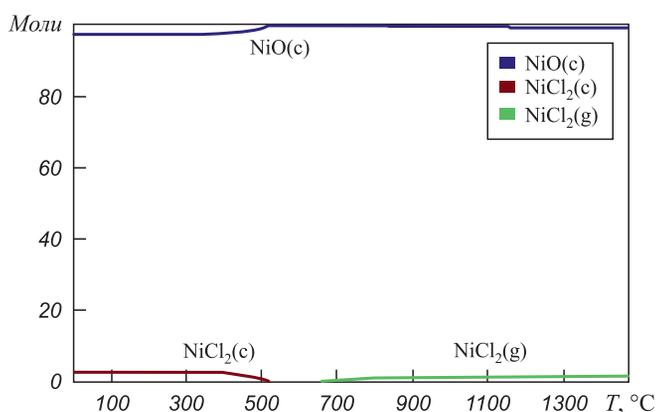


Рис. 1. Поведение соединений никеля при хлорировании огарка

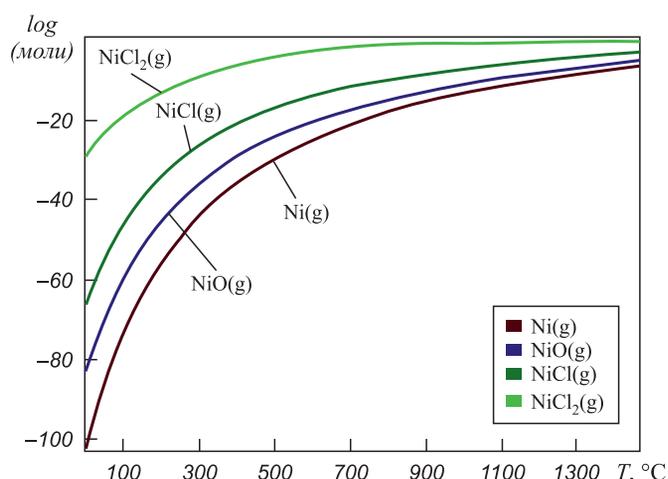


Рис. 2. Соединения никеля в газовой фазе

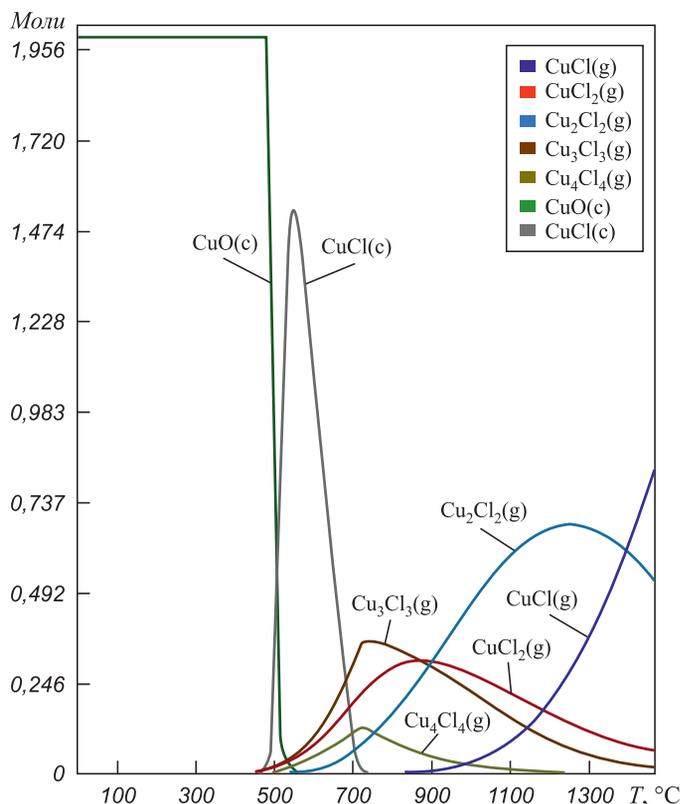


Рис. 3. Поведение соединений меди при хлорировании огарка

единения меди при этих температурах –  $\text{CuCl}_2$ ,  $\text{Cu}_3\text{Cl}_3$ ,  $\text{Cu}_4\text{Cl}_4$ . При повышении температуры выше  $850^\circ\text{C}$  вся медь должна находиться в газовой фазе. Выше  $1200^\circ\text{C}$  наиболее вероятными соединениями становятся  $\text{CuCl}$  и  $\text{Cu}_2\text{Cl}_2$ . Содержание других газообразных соединений меди во всем интервале температур меньше  $10^{-5}$ .

Основная часть хлора содержится в виде соединений, упомянутых ранее. Однако, при небольшом избытке хлоринатора, часть хлора будет переходить в газовую фазу в виде молекулярного и атомарного хлора (рис. 4). Максимальное выделение хлора в газовую фазу (до 30 % от исходного количества) наблюдается в интервале температур  $400 - 1000^\circ\text{C}$ . При повышении температуры до  $1200 - 1250^\circ\text{C}$  выделение свободного хлора

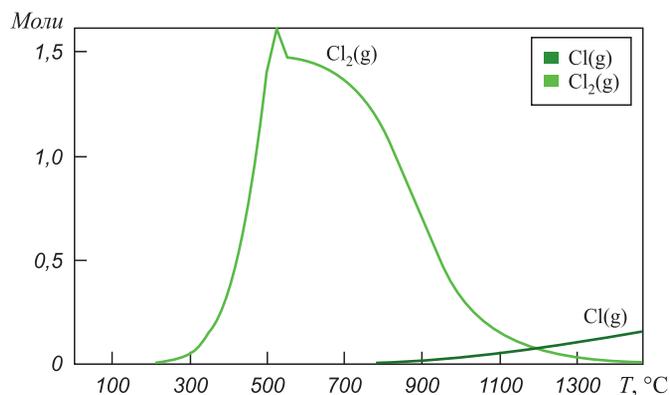


Рис. 4. Выделение молекулярного и атомарного хлора в газовую фазу

снижается до 1 – 3 % от поступления. Отсюда следует, что при хлорировании огарка в диапазоне температур до  $1100^\circ\text{C}$  выбросы хлора в атмосферу максимальны. Хлорирование при температурах  $1200 - 1250^\circ\text{C}$  приводит к уменьшению содержания хлора в газовой фазе, что позволит существенно снизить неконтролируемые выбросы газообразного хлора.

#### Поведение компонентов огарка при введении в систему $\text{NaCl}$

Для определения необходимого количества вводимого хлоринатора был проведен расчет системы, моли: 100 Ni, 2 Co, 2 Fe, 2 Cu, 1 S, 75  $\text{O}_2$ , 1 – 10  $\text{NaCl}$  (шаг 0,25). Давление 1 атм,  $t = 1250^\circ\text{C}$ .

Из результатов расчета следует, что никель находится в виде  $\text{NiO}$ , железо – в виде  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , весь кобальт – в  $\text{Co}_3\text{O}_4$  и  $\text{CoO}$ . Распределение меди показывает (рис. 5), что теоретически максимально возможная степень перевода меди из оксида в газовую фазу составляет около 70 % при большом избытке (более 7 мольных %)  $\text{NaCl}$ .

Следует отметить, что содержание свободного хлора не превышает 0,005. Это подтверждает существенное снижение выбросов хлора при температурах выше  $1200^\circ\text{C}$ . Кроме того, увеличение содержания  $\text{NaCl}$  в диапазоне 1 – 8 сопровождается ростом испарения  $\text{CuCl}$  в виде газообразных  $\text{CuCl}$  и  $\text{Cu}_2\text{Cl}_2$ . Общие потери  $\text{CuCl}$  с газовой фазой превышают 50 %.

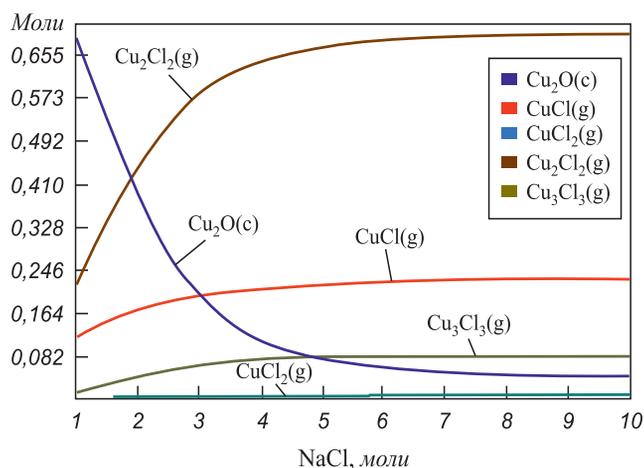


Рис. 5. Поведение меди при введении NaCl

Для определения влияния температуры на обезжелезивание огарка при введении хлорида натрия была рассчитана система, моли: 100 Ni, 2 Co, 2 Fe, 2 Cu, 1 S, 75 O<sub>2</sub>, 8 NaCl. Давление 1 атм,  $t = 600 - 1500$  °C (шаг 50).

Графические результаты расчета приведены на рис. 6.

При низких температурах (до 800 °C) основная часть меди находится в виде конденсированных CuO и CuCl. К температуре 1250 °C в больших количествах появляется Cu<sub>2</sub>O(c). В зоне температур 1000 – 1250 °C основное количество меди присутствует в виде хлоридов в

газовой фазе. Важной особенностью поведения компонентов огарка при добавках хлорида натрия является наличие свободного хлора (до 20 % от исходного количества) в газовой фазе при температуре 600 – 800 °C.

### Поведение компонентов огарка при добавках CaCl<sub>2</sub>

Для определения необходимых количеств добавок хлорида кальция при обезжелезивании провели расчет системы состава, моли: 100 Ni, 2 Co, 2 Fe, 2 Cu, 1 S, 75 O<sub>2</sub>, 1 – 5 CaCl<sub>2</sub> (шаг 0,25). Давление 1 атм,  $t = 1250$  °C. Результаты расчета приведены на рис. 7.

При температуре 1250 °C фазовый состав соединений меди практически не зависит от концентрации CaCl<sub>2</sub>. Почти совсем отсутствует конденсированный хлорид меди. Основные газообразные соединения меди – Cu<sub>2</sub>Cl<sub>2</sub>, CuCl, Cu<sub>3</sub>Cl<sub>3</sub>. Стабилизация фазового состава происходит при введении 1,5 молей CaCl<sub>2</sub>.

Для определения влияния температуры на обезжелезивание огарка при введении хлорида кальция была рассчитана система, моли: 100 Ni, 2 Co, 2 Fe, 2 Cu, 1 S, 75 O<sub>2</sub>, 2 CaCl<sub>2</sub>. Давление 1 атм,  $t = 600 - 1500$  °C (шаг 50). Результаты расчета приведены на рис. 8.

При температуре ниже 750 °C практически вся медь находится в конденсированных фазах CuO и CuCl. Конденсированный CuO присутствует в системе до 1250 °C. При более высоких температурах все соединения меди находятся в газовой фазе в виде Cu<sub>2</sub>Cl<sub>2</sub>,

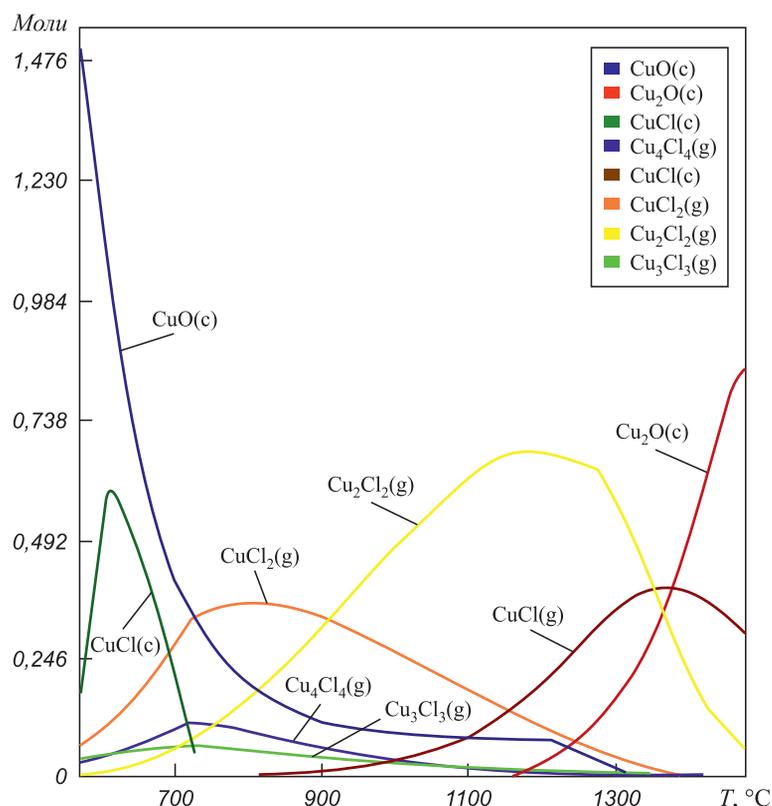


Рис. 6. Перераспределение меди между фазами при добавках NaCl

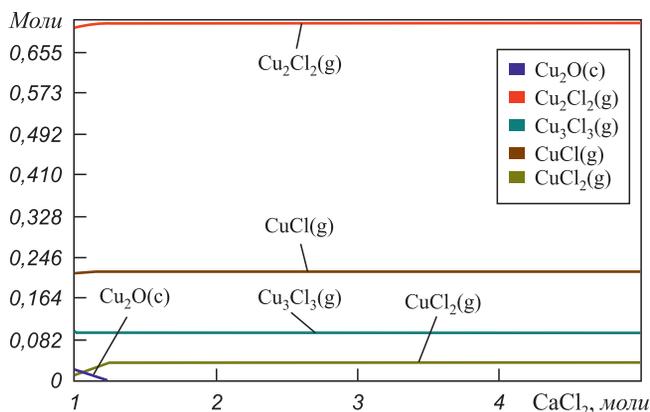


Рис. 7. Фазовый состав соединений меди при введении различных количества  $\text{CaCl}_2$

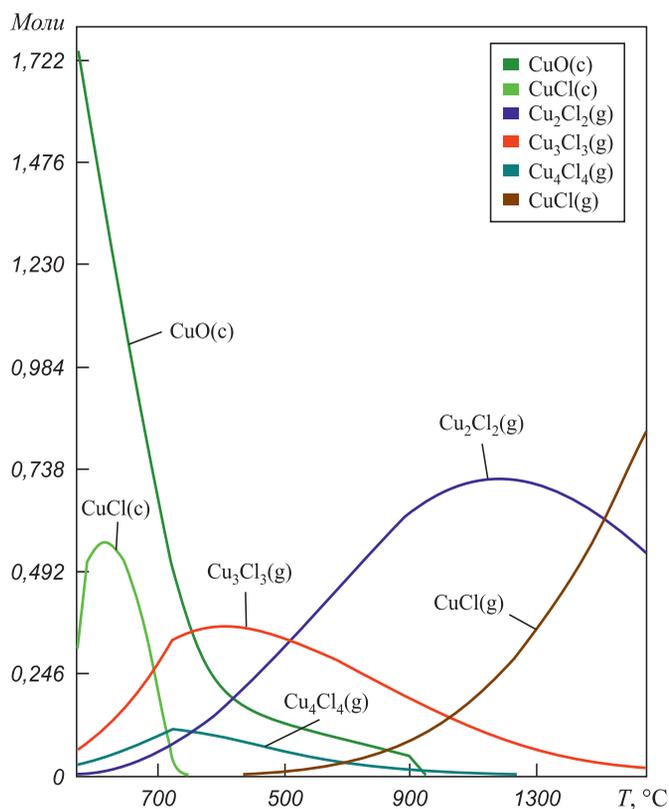


Рис. 8. Зависимость фазового состава соединений меди от температуры при введении  $\text{CaCl}_2$

$\text{CuCl}$ ,  $\text{Cu}_3\text{Cl}_3$ . Железо присутствует в виде гематита и магнетита. Лишь при температуре выше  $1300\text{ }^\circ\text{C}$  в газовую фазу в виде  $\text{FeCl}_2$  переходит до 5 % от исходного количества железа. Суммарные потери никеля с газообразным  $\text{NiCl}_2$  не превышают 0,3 %. В интервале температур  $600 - 1300\text{ }^\circ\text{C}$  весь кобальт находится в виде конденсированных  $\text{CoO}$  и  $\text{Co}_3\text{O}_4$ . При более высоких температурах до 10 % кобальта может переходить в газовую фазу в виде  $\text{CoCl}_2$ .

При температуре обжига ниже  $800\text{ }^\circ\text{C}$  до 30 % от исходного количества хлора переходит в газовую фазу в молекулярном виде. В интервале температур

$900 - 1300\text{ }^\circ\text{C}$  в газовой фазе наблюдаются следы хлора. При температуре выше  $1400\text{ }^\circ\text{C}$  хлористый кальций на 80 % разлагается на  $\text{CaO}$  и на 20 % переходит в газообразный  $\text{CaCl}_2$ .

### Поведение компонентов огарка при использовании в качестве хлоринатора $\text{NiCl}_2$

Для определения необходимого количества вводимого хлорида никеля был проведен расчет системы, моли: 100 Ni, 2 Co, 2 Fe, 2 Cu, 1 S, 75  $\text{O}_2$ , 1 – 5  $\text{NiCl}_2$  (шаг 0,25). Давление 1 атм,  $t = 1250\text{ }^\circ\text{C}$ . Поведение соединений меди при введении хлорида никеля приведено на рис. 9.

Из приведенных данных видно, что во всем диапазоне концентраций  $\text{NiCl}_2$  практически вся медь находится в виде газообразных соединений.

Вводимый хлорид никеля на 60 – 70 % окисляется до оксида и остается в огарке. Остальные 30 – 40 % никеля удаляются в виде газообразного  $\text{NiCl}_2$ . Следует отметить, что удаляющийся в газообразном виде хлорид никеля может улавливаться с пылью и возвращаться в процесс.

Для определения влияния температуры на поведение компонентов огарка при введении хлорида никеля была рассчитана система, моли: 100 Ni, 2 Co, 2 Fe, 2 Cu, 1 S, 75  $\text{O}_2$ , 1  $\text{NiCl}_2$ . Давление 1 атм,  $t = 600 - 1500\text{ }^\circ\text{C}$  (шаг 50). Результаты расчета приведены на рис. 10.

### Поведение компонентов огарка при введении хлорного железа

Для определения влияния температуры на поведение компонентов огарка при введении хлорида железа была рассчитана система, моли: 100 Ni, 2 Co, 2 Fe, 2 Cu, 1 S, 75  $\text{O}_2$ , 1  $\text{FeCl}_3$ . Давление 1 атм,  $t = 600 - 1500\text{ }^\circ\text{C}$  (шаг 50). Результаты расчета приведены на рис. 11.

При температуре до  $800\text{ }^\circ\text{C}$  более 80 % меди находится в конденсированных соединениях, причем по сравнению с другими хлоринаторами основная доля

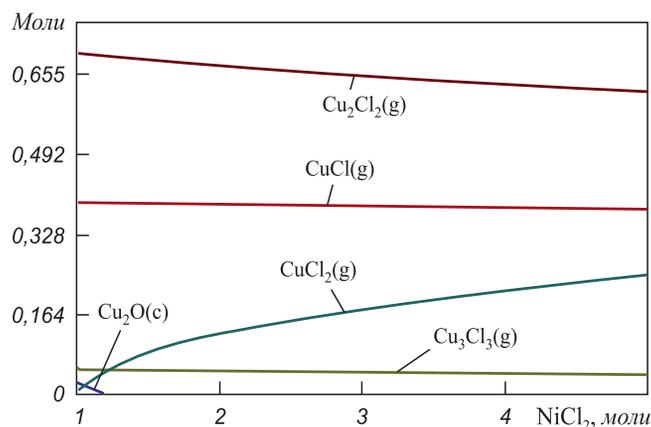


Рис. 9. Перераспределение меди при введении  $\text{NiCl}_2$

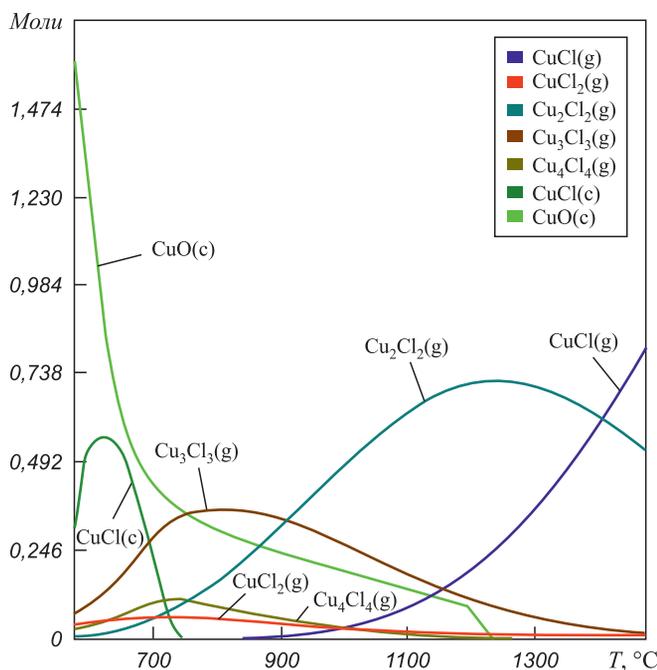


Рис. 10. Зависимость фазового состава соединений меди от температуры при введении  $\text{NiCl}_2$

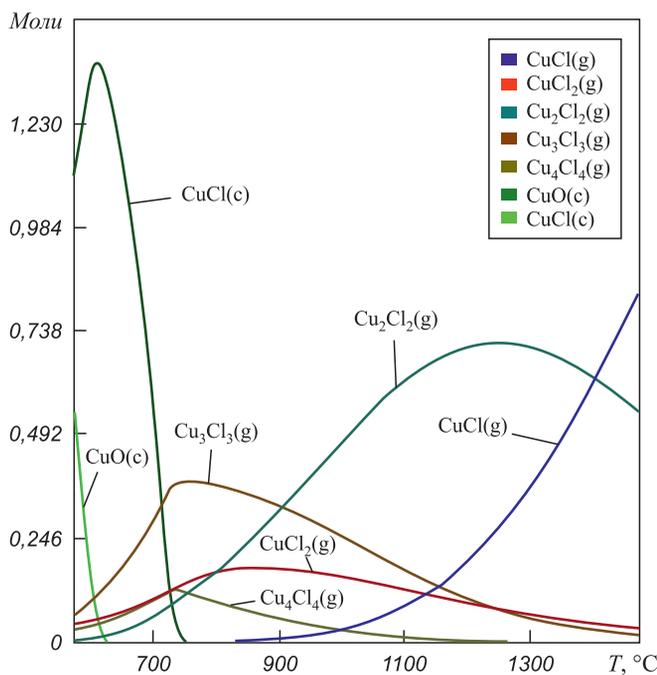


Рис. 11. Зависимость фазового состава соединений меди от температуры при введении  $\text{FeCl}_3$

меди содержится в виде хлоридов, которые при температурах выше  $800\text{ }^\circ\text{C}$  из конденсированной фазы переходят в газообразную. Потери никеля с хлоридом не превышают  $0,2\%$ . Основное выделение хлора протекает при низких температурах. При температуре  $1250\text{ }^\circ\text{C}$  в газовой фазе остаются следы хлора.

На основании проделанных расчетов можно предположить, что добиться высокой степени удаления меди можно при использовании в качестве хлоринаторов  $\text{FeCl}_3$  и  $\text{NiCl}_2$ .

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Резник И.Д., Ермаков Г.П., Шнеерсон Я.М. Никель. Т. 3. – М.: 2003. С. 341 – 371.
2. Абуов М.Г., Ковган П.А. // Экология и промышленность России. 2003. № 1. 2003. С. 10 – 13.
3. Резник И.Д., Сорокина В.С. // Цветные металлы. 2004. № 2. С. 63 – 66.

© 2012 г. *Н.М. Дуров, Г.С. Подгородецкий, В.В. Коровушкин*  
Поступила 1 марта 2012 г.

*Е.В. Петроченко*

Магнитогорский государственный технический университет

**ВЗАИМОСВЯЗЬ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННЫХ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ**

Перспективными инструментальными и конструкционными материалами, в которых сочетаются повышенные прочность, пластичность, износостойкость, жаростойкость и др., являются литые композиты. Значительную группу литых композитов составляют комплексно-легированные белые чугуны с инвертированной структурой и высокотвердыми карбидами, вызывающими композиционное и дисперсионное упрочнение сплава.

Выбор системы легирования в значительной мере обуславливает строение металлической основы, количество, тип карбидной фазы и эвтектик, а, следовательно, свойства сплава в целом. Жаростойкими и износостойкими являются белые чугуны, легированные комплексами V–Cu–Ti–B, V–Cr, Cr–V–Ti, Cr–Mn–Ni–Ti, Cr–Mn–Ni–Al, Cr–Mn–Ni–Nb. В структуре исследованных сплавов присутствуют следующие виды эвтектик: двойные эвтектики ( $\gamma$  + карбид легирующего элемента); двойная и тройная эвтектики ( $\gamma$  + MeC и  $\gamma$  + MeC + Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>,  $\gamma$  + Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и  $\gamma$  + MeC + Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>) и др.

Исследования проводили на сплавах систем Fe–C–V, Fe–C–V–Cu–Ti–B, Fe–C–V–Cr, Fe–C–Cr–Ti–V, Fe–C–Cr–Mn–Ni–Ti, Fe–C–Cr–Mn–Ni–Ti–Al, Fe–C–Cr–Mn–Ni–Ti–Nb. Опытные чугуны выплавляли в индукционной тигельной печи с основной футеровкой и заливали в различные типы форм: сухие, сырые песчано-глинистые формы (ПГФ) и кокиль.

Структуру и фазовый состав чугунов исследовали с помощью металлографического и рентгенографического (в кобальтовом  $K\alpha$ -излучении) методов. Рентгеновская съемка производилась на дифрактометре ДРОН-УМ1 ( $Co_{K\alpha}$  излучение) с графитовым монохроматором. Дифрактометр совмещен с РС. Обработка экспериментальных данных производилась по комплексу КО-ИМЕТ. Фазовый анализ осуществлялся с помощью программы XRAYAN и базы данных PDF (POWDER DIFFRACTION FILE).

Количественный металлографический анализ, автоматизированную обработку результатов измерения микротвердости проводили на анализаторе изображений Thixomet.

Микрорентгеноспектральные исследования фазовых составляющих в сплавах и поверхности окисления проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-6460 LV с микрорентгеноспектральным анализатором, а также методом локального

микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU, оснащенном системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 с ADD детектором фирмы OXFORD и программным обеспечением INCA. Распределение химических элементов по глубине оксидного слоя исследовали на спектрометре тлеющего разряда.

Жаростойкость оценивали по двум показателям: окислительности и ростоустойчивости (ГОСТ 6130-71 и ГОСТ 7769-82).

Сравнительные испытания на износостойкость сплавов и чугунов при трении о жестко закрепленные (полузакрепленные) абразивные частицы проводили по методике, регламентированной ГОСТ 23.208-79. Изнашивание проводилось абразивными частицами различной твердости (электрокорундом и периклазом), что определяло различные механизмы изнашивания.

Сплавы системы Fe–C–V. Исследования проводили на чугунах при следующем соотношении компонентов, % (по массе): 2,0 – 3,5 C; 3,0 – 9,0 V. Фазовый состав ванадиевых чугунов в литом состоянии представляет собой  $\alpha$  (ОЦК)-фазу, карбид ванадия и карбид железа. Примером полностью инвертированной структуры эвтектики является аустенитно-ванадиевокарбидная в белых ванадиевых чугунах (рис. 1, а). Структура чугунов состоит из предэвтектических, эвтектических карбидов ванадия, перлитной матрицы, колоний ледебурита (рис. 1, б).

При увеличении скорости охлаждения (литье в кокиль) при одном и том же составе сплава количество ледебурита снижается и полная замена в структуре ледебурита на аустенитно-ванадиевокарбидную эвтектику происходит при меньшем содержании ванадия, чем при литье в ПГФ.

Наиболее высокие значения прочности, твердости и износостойкости получаются у сплавов, залитых в кокиль. Учитывая этот факт и зная характеристики отливок (масса, толщина стенки, габаритные размеры) и тип формы, можно регулировать содержание ванадия и углерода в сплаве и получать требуемые свойства.

По результатам исследований определены концентрационные интервалы по углероду и ванадию (2,6 – 3,0 % C и 5,0 – 8,0 % V), обеспечивающие максимальную износостойкость ванадиевых чугунов в различных условиях абразивного изнашивания. Одновре-

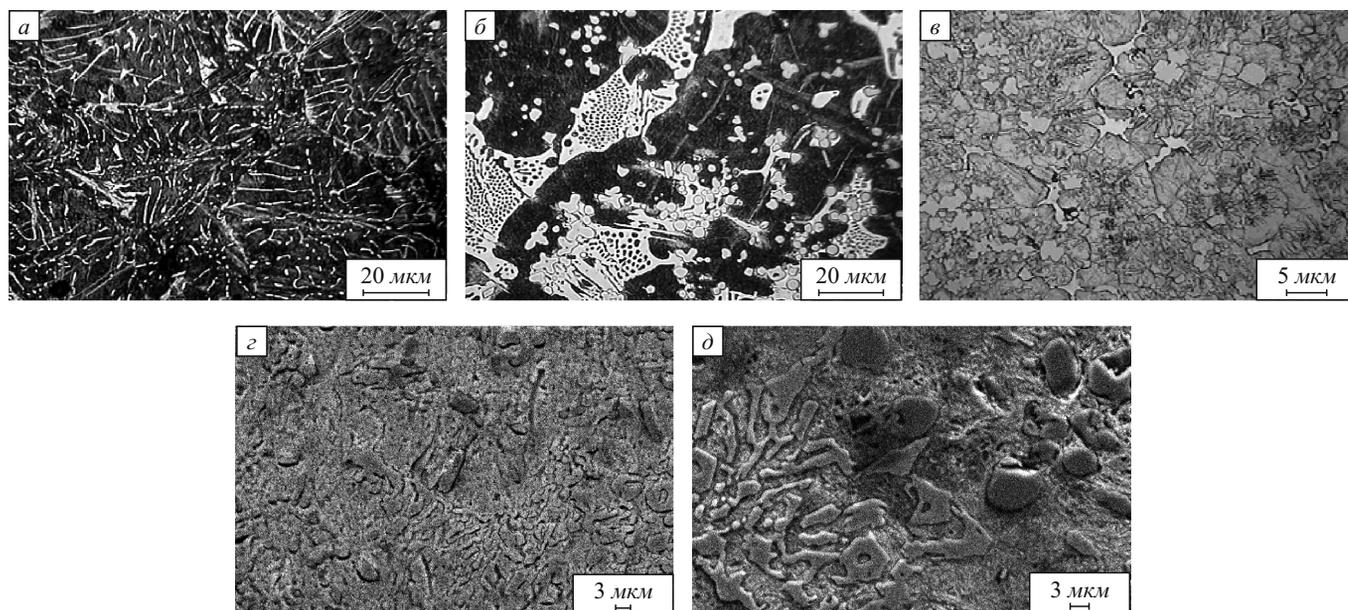


Рис. 1. Структура комплексно-легированных белых чугунов:  
 а – аустенитно-ванадиевокарбидной эвтектики; б – ванадиевого чугуна; в – комплексно-легированного ванадиевого чугуна;  
 г – эвтектик  $\gamma + VC$  и  $\gamma + (Fe, Cr, V)_7C_3 + VC$ ; д – тройной эвтектики  $\gamma + (Fe, Cr, V)_7C_3 + VC$

менно достичь достаточно высокой износостойкости и полностью инвертированной структуры белых чугунов невозможно при легировании одним ванадием вследствие неполной инверсии эвтектики и формирования перлитной структуры металлической основы.

Повысить свойства белых ванадиевых чугунов можно за счет изменения плотности (изменения количества карбидной фазы) и характера эвтектических композиций. Регулировать количество, тип и морфологию карбидной фазы чугунов, строение металлической основы можно варьированием условий кристаллизации (заливка в различные типы форм) и дополнительным их микролегированием и модифицированием малыми добавками высокоактивных элементов. В качестве таких элементов были выбраны медь, титан, бор, кальций. Содержание этих элементов в комплексно-легированных чугунах, % (по массе): 2,6 – 3,0 С; 5,0 – 8,0 V; 0,8 – 1,2 Cu; 0,3 – 0,6 Ti; 0,01 – 0,05 В.

Установлено, что дополнительное легирование Ti, Cu, В и увеличение скорости охлаждения при затвердевании (заливка в кокиль) оказывает заметное влияние на тип, морфологию и химический состав карбидной фазы, эвтектической составляющей и металлической основы ванадиевых чугунов, а именно значительно сокращает (вплоть до исчезновения) количество ледобурита, увеличивает объемную долю карбидов VC и (Ti, V)C. Увеличение скорости охлаждения при затвердевании изменяет форму и размеры карбидов. Карбиды ванадия становятся менее разветвленными, увеличивается их дисперсность. Структуру металлической основы можно изменять легированием и скоростью охлаждения при затвердевании от перлитной (ПГФ) до мартенситно-аустенитной (кокиль) с различным коли-

чественным соотношением фаз (рис. 1, в). Вследствие этого износостойкость комплексно-легированных чугунов и по периклазу и по корунду повышается. Можно направленно изменять характер карбидной фазы и строение металлической основы применительно к конкретным условиям эксплуатации. Бор в чугунах способствует образованию эвтектических и заэвтектических сплавов. Поэтому повышение содержания бора до 0,05 % и скорости охлаждения вызывает рост доли ледобурита [1].

Сплавы системы Fe–C–V–Cr. Изменяя характер эвтектических композиций и структуру металлической основы путем комплексного легирования хромом и ванадием, можно значительно повысить износостойкость по механизму пластического оттеснения (изнашивание периклазом).

Фазовый состав хромованадиевых чугунов в литом состоянии представляет собой  $\alpha$ -фазу (мартенсит),  $\gamma$ -фазу (аустенит), карбид ванадия (VC), карбид хрома  $(Fe, Cr, V)_7C_3$ . Сочетание этих фаз дает при кристаллизации две двойных эвтектики  $\gamma + VC$ ,  $\gamma + (Fe, Cr, V)_7C_3$  и тройную  $\gamma + (Fe, Cr, V)_7C_3 + VC$  (рис. 1, г). Состав карбидов и металлической основы переменный и зависит от химического состава сплава и скорости охлаждения при затвердевании. Карбиды  $(Fe, Cr, V)_7C_3$  содержат 26,0 – 48,0 % Fe, 41,0 – 52,0 % Cr, 9,0 – 22,0 % V, карбид ванадия ограниченно растворяет железо (до 2,0 – 5,0 %), несколько больше – хром (8,0 – 16,0 %) [2].

Металлическая основа состоит из аустенита и мартенсита, соотношение этих фаз зависит от химического состава металлической основы, которая определяется составом сплава и скоростью охлаждения при затвердевании. При литье в кокиль повышается содержание

хрома и ванадия в основе, что приводит к росту доли аустенита в структуре.

В исследованных хромованадиевых чугунах формируются следующие типы структур: доэвтектическая – дендриты аустенита (или продукты его распада) и тройная эвтектика  $\gamma + (\text{Fe, Cr, V})_7\text{C}_3 + \text{VC}$  розеточного строения; структура, состоящая из двух эвтектик  $\gamma + (\text{Fe, Cr, V})_7\text{C}_3$  и  $\gamma + (\text{Fe, Cr, V})_7\text{C}_3 + \text{VC}$ ; структура, состоящая из двух эвтектик  $\gamma + \text{VC}$  (сфероидитная форма) и  $\gamma + (\text{Fe, Cr, V})_7\text{C}_3 + \text{VC}$ ; структура, состоящая из дендритов карбида  $\text{VC}$  и эвтектик  $\gamma + (\text{Fe, Cr, V})_7\text{C}_3$  и  $\gamma + (\text{Fe, Cr, V})_7\text{C}_3 + \text{VC}$ . Эвтектические композиции кристаллизуются в интервале температур и имеют переменный состав и различную плотность в зависимости от химического состава сплава и скорости охлаждения при затвердевании.

Износостойкость хромованадиевых чугунов по корунду невелика и возрастает с ростом микротвердости металлической основы и объемом карбидной фазы чугунов. Износостойкость по периклазу зависит от доли аустенита и его метастабильности по отношению к деформационному мартенситному превращению и несущественно зависит от объема карбидной фазы и твердости чугунов. Метастабильный аустенит, превращаясь в мартенсит деформации в процессе изнашивания, упрочняет поверхность и повышает износостойкость [3]. Высокая износостойкость хромованадиевых чугунов в условиях изнашивания по механизму пластического отеснения обусловлена упрочнением поверхностных слоев, вносимым фазовыми превращениями и деформационным упрочнением присутствующих и вновь образующихся фаз.

В качестве материала для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания при нормальных и повышенных температурах, перспективным является использование белых чугунов, легирован-

ных хромом, ванадием и титаном. Исследовали сплавы системы  $\text{Fe-C-Cr-Ti-V}$  при следующем соотношении компонентов, % (по массе): 2,8 – 3,4 C; 15,0 – 20,0 Cr; 1,0 – 3,0 V; 0,3 – 0,8 Ti.

Фазовый состав металлической основы чугунов в литом состоянии представляет собой  $\alpha$ -фазу (мартенсит – 25 – 85 %),  $\gamma$ -фазу (аустенит – 15 – 75 %), также в структуре присутствуют комплексный карбид  $(\text{Ti, V})\text{C}$  и карбид хрома  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ .

Проведенные испытания по определению жаростойкости позволили изучить превращения, происходящие в структуре таких чугунов при повышенных температурах, а также выявить отрицательное воздействие ванадия на показатели жаростойкости чугунов, легированных хромом, ванадием и титаном при нагревании отливок свыше 650 – 700 °С вследствие образования оксида  $\text{V}_2\text{O}_5$ . В связи с этим, максимальные рабочие температуры изделий из чугунов, легированных хромом, ванадием и титаном не должны превышать 650 °С.

Значительное повышение жаростойкости белых чугунов может быть достигнуто при легировании комплексами  $\text{Cr-Mn-Ni-Ti}$ ,  $\text{Cr-Mn-Ni-Al}$ ,  $\text{Cr-Mn-Ni-Nb}$ .

Анализ структуры, химического и фазового состава сплавов системы  $\text{Fe-C-Cr-Mn-Ni-Ti}$  (1,9 – 2,5 % C; 3,5 – 5,0 % Mn; 15,0 – 19,0 % Cr; 0,4 – 1,0 % Ni; 0,2 – 0,6 % Ti) показал, что все они содержат три фазы:  $\gamma$ -твердый раствор легирующих элементов в железе, карбиды титана  $\text{TiC}$  и комплексные карбиды  $(\text{Fe, Cr, Mn})_7\text{C}_3$ . Сплавы являются доэвтектическими, после завершения кристаллизации во всех типах форм в них формируется структура, состоящая из избыточных дендритов аустенита, карбидов титана  $\text{TiC}$  и аустенитохромистокарбидной эвтектики  $\gamma + (\text{Fe, Cr, Mn})_7\text{C}_3$ . Микроструктура чугуна и распределение элементов между структурными составляющими представлены на рис. 2.

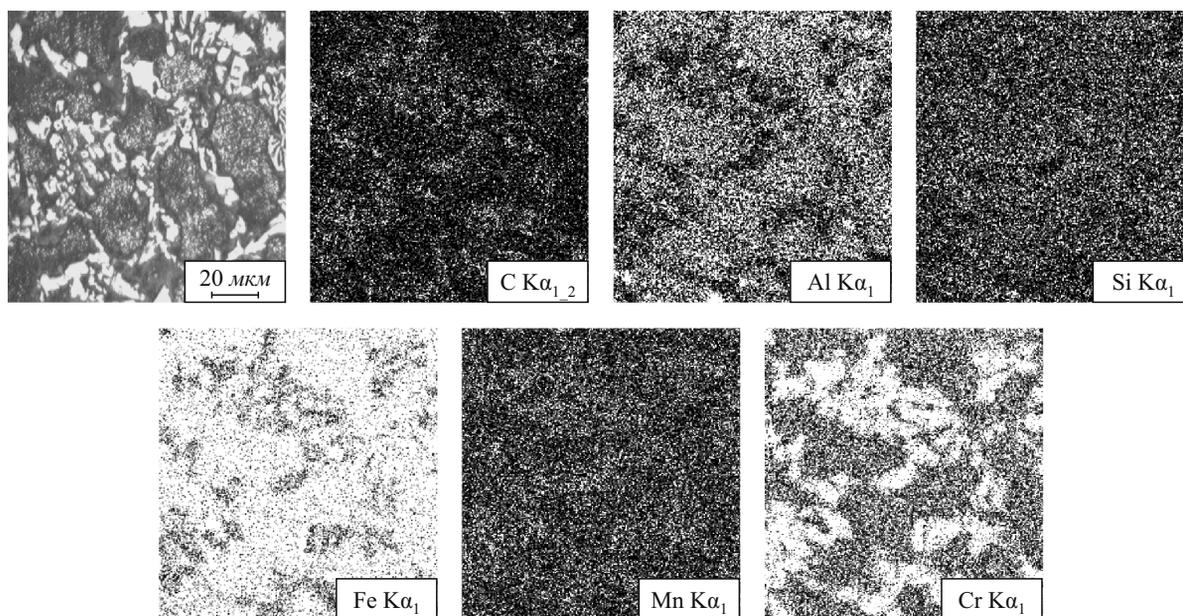


Рис. 2. Микроструктура чугуна в литом состоянии и распределение элементов между структурными составляющими

Были исследованы изменение твердости, микротвердости металлической основы и эвтектики, износостойкости и окалиностойкости, химический состав карбидов, эвтектики и металлической основы, параметры микроструктуры, протяженность оксидного, подоксидного и обезуглероженного слоев в зависимости от скорости охлаждения и химического состава сплава [4].

Изучено распределение элементов по глубине оксидных слоев. При содержании в чугунах 15 % хрома в оксидном слое его около 15 %. На поверхности таких чугунов формируется неплотная рыхлая оксидная пленка, что приводит к увеличению глубины проникновения коррозии и снижению окалиностойкости. При содержании хрома в сплаве более 19 % в оксидной пленке его концентрация более 30 %. В результате на поверхности образуется плотная сплошная оксидная пленка. Глубина проникновения коррозии снижается, увеличивается окалиностойкость.

Первичная литая структура чугунов при одном и том же химическом составе сильно влияет на строение оксидных слоев. При этом обнаруживается эффект наследования от исходной структуры чугуна строения оксидных слоев; эффект наследования состава оксидной пленки в зависимости от распределения легирующих элементов в поверхностном слое литых чугунов (рис. 3); явление торможения частицами карбидов хрома роста оксидного слоя чугунов.

Таким образом, окалиностойкость зависит не только от химического состава сплава, но и от особенностей его структуры (литье в кокиль и ПГФ), так как изменение скорости охлаждения при затвердевании влияет на количество и плотность эвтектики, химический состав металлической основы. Поэтому, увеличивая плотность хромистой эвтектики и при сохранении достаточной ле-

гированности хромом металлической матрицы, можно повысить окалиностойкость белых чугунов.

Дальнейшего повышения свойств нового состава чугунов добивались за счет дополнительного его легирования ниобием и алюминием в количестве до 3 % каждого порознь и совместно. Исследовано влияние содержания ниобия и алюминия, влияние скорости охлаждения на структуру, фазовый и химический состав оксидных слоев, износостойкость и жаростойкость чугунов. Установлены оптимальные содержания углерода и легирующих элементов для повышения механических и специальных свойств белого жароизносостойкого хромистого чугуна [5].

**Выводы.** Исследованы комплексно-легированные белые чугуны (КЛБЧ), которые по условиям эксплуатации можно разделить на следующие группы:

- КЛБЧ, эксплуатируемые только в условиях абразивного изнашивания (сплавы систем Fe–C–V, Fe–C–Ti, Fe–C–V–Cr, Fe–C–V–Cu–Ti–B);
- КЛБЧ, эксплуатируемые при невысоких температурах (до 600 °С) в условиях абразивного изнашивания (сплавы систем Fe–C–Cr–Ti–V);
- КЛБЧ, эксплуатируемые при одновременном воздействии высоких температур и абразивной среды (сплавы систем Fe–C–Cr–Mn–Ni–Ti, Fe–C–Cr–Mn–Ni–Ti–Al, Fe–C–Cr–Mn–Ni–Ti–Nb, Fe–C–Cr–Mn–Ni–Ti–Al–Nb).

В работе показано значительное влияние первичной литой структуры на строение и свойства оксидных слоев.

Выявлены закономерности влияния комплексного легирования и кинетических условий кристаллизации на межфазное распределение элементов, первичную литую структуру и свойства, которые дают возмож-

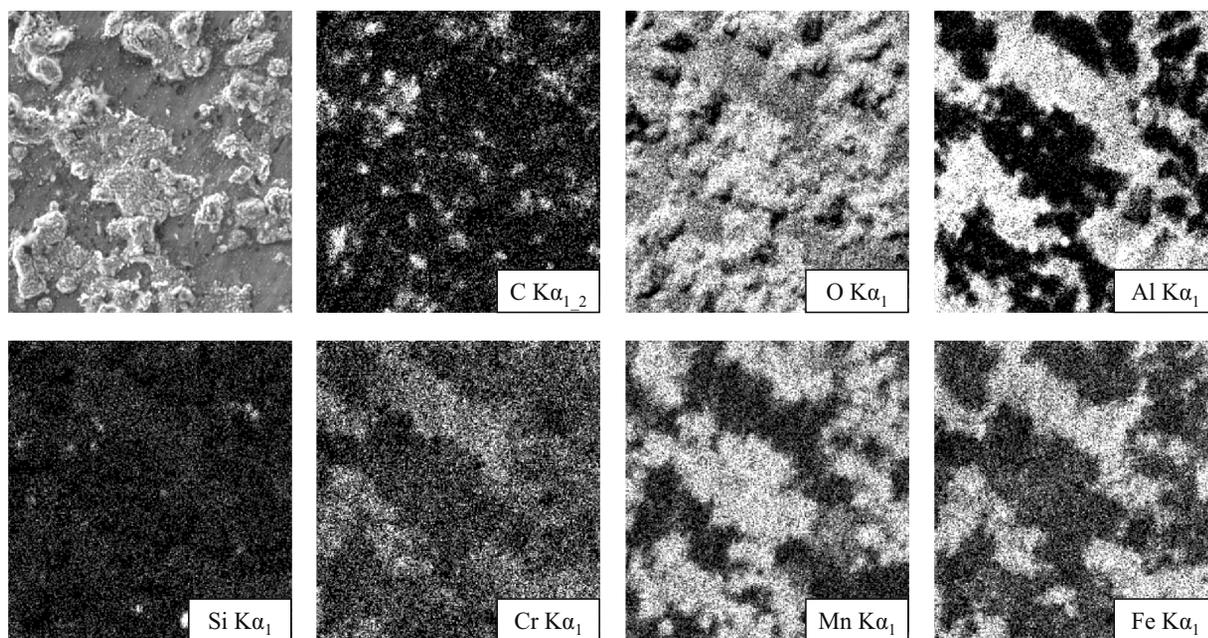


Рис. 3. Микроструктура поверхности оксидного слоя и распределение элементов между структурными составляющими оксидного слоя

ность прогнозировать и управлять структурой сплавов, что обеспечивает получение отливок различного функционального назначения в реальных условиях их производства.

Разработаны новые составы жаростойких и износостойких чугунов, из этих сплавов изготовлены опытно-промышленные партии отливок различного назначения, которые прошли успешные испытания и внедрены на различных промышленных предприятиях России.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ри Э.Х., Колокольцев В.М., Ри Хосен и др. Комплексно-легированные белые чугуны функционального назначения в

литом и термообработанном состоянии. – Владивосток: Дальнаука, 2006. – 275 с.

2. Петроченко Е.В., Валишина Т.С. // Изв. вуз. Чер. металлургия. 2009. № 2. С. 39 – 42.
3. Воронков Б.В., Колокольцев В.М., Петроченко Е.В. Комплексно-легированные белые износостойкие чугуны / Под ред. В.М. Колокольцева. – Челябинск: Печатный салон «Издательство РЕКПОЛ», 2005. – 178 с.
4. Петроченко Е.В., Молочкова О.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 8. С. 31 – 34.
5. Колокольцев В.М., Петроченко Е.В., Миронов О.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2007. № 3. С. 41 – 47.

© 2012 г. Е.В. Петроченко  
Поступила 12 декабря 2011 г.

УДК 669.017:544.344

*Пикунов М.В., Баженов В.Е., Сидоров Е.В.*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛОЖЕНИЯ КОНОД В ДВУХФАЗНЫХ ОБЛАСТЯХ ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ

Положение конод – линий, связывающих составы равновесных фаз на диаграмме состояния – необходимо знать для описания процессов изменения фазового состава системы под действием температуры. Классические способы решения этой задачи состоят либо в проведении термодинамических расчетов, либо экспериментальным путем [1, 2].

Для решения поставленного вопроса можно использовать более простой прием. Предлагаемый способ отыскания составов двух равновесных фаз-растворов на изотермических сечениях равновесных диаграмм состояния трехкомпонентных систем основан на том, что геометрический образ термодинамического равновесия (диаграмма состояния), содержит в себе все признаки равновесия, отражаемые геометрическими закономерностями. Описываемый способ пригоден для использования в тех областях двухфазных равновесий, где действуют неизменные термодинамические закономерности.

Предлагаемый способ можно назвать «геометрическим». Суть его заключается в следующем. При температуре  $t$  в двухфазной области Тв + Ж (рис. 1), находящейся между линиями ликвидуса ( $f-g$ ) и солидуса ( $d-e$ ), теоретически существует бесконечное число конод, крайними из которых являются ( $f-d$ ) на стороне  $A-B$  и ( $g-e$ ) на стороне  $B-C$  треугольника составов  $A-B-C$ . Следовательно, каждой точке на линии ликвидуса ( $f-g$ ) соответствует точка на линии солидуса ( $d-e$ ). На этом основании можно утверждать, что применительно к сплаву  $X$ , находящемуся при температуре  $t$  в двухфазном состоянии, должно быть справедливо соотношение

$$\frac{s'}{s} = \frac{l'}{l}, \quad (1)$$

где  $s'$  – длина части линии солидуса от  $d$  до  $C_{Тв}$ ;  $s$  – длина всей линии солидуса;  $l'$  – длина части линии ликвидуса от  $f$  до  $C_{ж}$ ;  $l$  – длина всей линии ликвидуса;  $C_{Тв}$  и  $C_{ж}$  – содержание любого из трех компонентов ( $A, B, C$ ) в твердой и жидкой фазе сплава  $X$ .

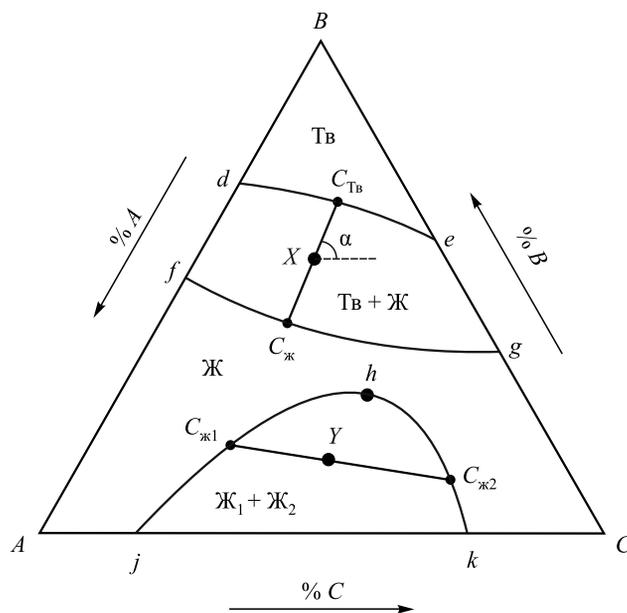


Рис. 1. Изотермическое сечение диаграммы трехкомпонентной системы  $A-B-C$  ( $t_B > t > t_A$ ) с неограниченными жидкими и твердыми растворами (сплавы на основе  $B$ ) и расслоением в жидком состоянии (сплавы на основе  $A-C$ ) при температуре  $t$ .

В случае двухфазной области с несмешивающимися жидкостями, идущей от стороны  $AC$  до крайнего состава  $h$  (см. рис. 1), для сплава  $Y$  можно записать

$$\frac{l'_1}{l_1} = \frac{l'_2}{l_2}, \quad (2)$$

где  $l'_1$  – длина части изотермы от  $h$  до  $C_{ж1}$ ;  $l_1$  – длина части изотермы от  $h$  до  $j$ ;  $l'_2$  – длина части изотермы от  $h$  до  $C_{ж2}$ ;  $l_2$  – длина части изотермы от  $h$  до  $k$ ;  $C_{ж1}$  и  $C_{ж2}$  – содержание любого из трех компонентов ( $A, B, C$ ) в жидкостях  $Ж_1$  и  $Ж_2$  сплава  $Y$ .

Отыскание коноды для сплава  $X$  (см. рис. 1), находящегося при температуре  $t$  в двухфазном состоянии, выполнялось следующим образом. Изотермическое сечение диаграммы состояния системы  $A - B - C$  необходимо представить в любой системе автоматизированного проектирования (САПР) на треугольнике составов. В данном случае была использована САПР SolidWorks. На рис. 1 через точку  $X$  проводили произвольную гипотетическую коноду, которая составляет угол  $\alpha$  с горизонталью (стороной  $AC$ ). Далее находили длину линии ликвидуса между точками  $f$  и  $g$  и длину отрезка этой линии между точками  $f$  и  $C_{ж}$ . То же самое делали для линии солидуса, используя точки  $d, e, C_{тв}$ . Исходя из равенства (1), находили разность

$$\Delta = \frac{s'}{s} - \frac{l'}{l}. \quad (3)$$

Такие же вычисления проводили при угле  $\varphi = (\alpha - \delta\varphi)$ . Величину  $\delta\varphi$  принимали равной одному-двум угловым градусам. Находили величину  $\Delta$  по зависимости (3). Повторяли указанные вычисления, каждый раз уменьшая угол  $\varphi$  на  $\delta\varphi$  и вычисляя величину  $\Delta$ . При этом  $\delta\varphi$  уменьшали в два раза с каждым шагом. Когда величина  $\Delta$  становилась достаточно малой, обеспечивающей необходимую точность всего расчета, считали, что последние значения  $C_{тв}$  и  $C_{ж}$  являются составами твердой и жидкой фаз сплава  $X$ , находящихся в равновесии при температуре  $t$ . Прямая линия между указанными точками есть искомая конода.

В табл. 1 представлены значения величин в равенстве (3) для трех сплавов системы  $Al-Mg-Cu$ , определенных описанным способом на изотермическом сечении

при  $600^\circ C$ , построенном в программе Thermo-Calc. На рис. 2 изображено указанное изотермическое сечение с найденными конодами. Итоговые сведения об указанных трех сплавах представлены далее в табл. 2.

Для более полной проверки описанного «геометрического» способа расчета составов равновесных твердой и жидкой фаз были сопоставлены результаты, полученные предлагаемым способом и с помощью CALPHAD-метода, реализованного в программе Thermo-Calc, на шести сплавах системы  $Al-Mg-Cu$ , на трех сплавах системы  $Al-Si-Mg$ , на шести сплавах системы  $Mg-Al-Zn$  (всего рассмотрено 15 сплавов) при  $500$  и  $600^\circ C$ . Находили состав твердой и жидкой фаз по трем компонентам и массовую долю твердой фазы. В табл. 2 представлены результаты расчетов, где обычным шрифтом даны результаты, полученные в программе Thermo-Calc, жирным шрифтом – по предложенному «геометрическому» способу.

Как видно, для всех 15 сплавов разница между содержанием любого компонента в твердой и жидкой фазах, найденным в программе Thermo-Calc и вычислен-

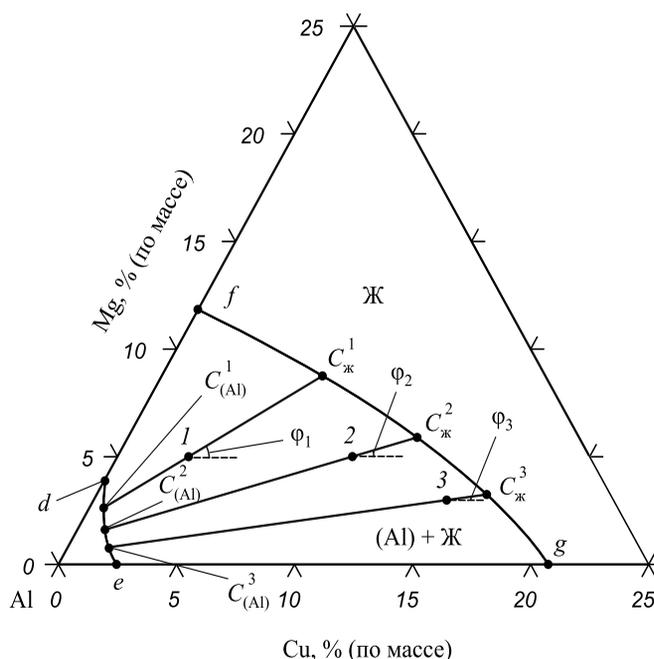


Рис.2. Изотермическое сечение диаграммы системы  $Al-Mg-Cu$  при  $600^\circ C$ , построенное в программе Thermo-Calc с конодами, найденными «геометрическим» способом

Таблица 1

Численные значения членов уравнения (3) для трех сплавов системы  $Al-Mg-Cu$  при  $600^\circ C$

Номер сплава	Состав сплава, % (по массе)			$\frac{s'}{s}$	$\frac{l'}{l}$	$\Delta^i$	$\varphi^i$ , град
	Al	Cu	Mg				
1	92	5	3	0,324994	0,324991	$3 \cdot 10^{-6}$	29,793
2	85	5	10	0,584965	0,584963	$2 \cdot 10^{-6}$	15,738
3	82	3	15	0,789000	0,788997	$3 \cdot 10^{-6}$	7,568

Вычисленные в программе Thermo-Calc (обычный шрифт) и определенные предложенным методом (жирный шрифт) составы твердой и жидкой фаз и массовые доли твердой фазы в сплавах Al–Mg–Cu, Al–Si–Mg, Mg–Al–Zn

Система	Температура, °C	Состав сплава, % (по массе)			Массовая доля твердой фазы	Состав твердой фазы, % (по массе)			Состав жидкой фазы, % (по массе)		
		Al	Mg	Cu		Al	Mg	Cu	Al	Mg	Cu
Al–Mg–Cu	500	87	10	3	0,8303 <b>0,8295</b>	91,13 <b>91,16</b>	7,73 <b>7,70</b>	1,14 <b>1,14</b>	66,82 <b>66,79</b>	21,09 <b>21,17</b>	12,09 <b>12,04</b>
		80	15	5	0,5310 <b>0,5306</b>	90,70 <b>90,75</b>	8,42 <b>8,35</b>	0,88 <b>0,90</b>	67,88 <b>67,84</b>	22,45 <b>22,52</b>	9,67 <b>9,64</b>
		78	15	10	0,3600 <b>0,3617</b>	91,59 <b>91,59</b>	6,95 <b>6,95</b>	1,46 <b>1,46</b>	65,67 <b>65,60</b>	19,53 <b>19,56</b>	14,80 <b>14,84</b>
	600	92	3	5	0,6639 <b>0,6602</b>	97,21 <b>97,26</b>	1,63 <b>1,55</b>	1,16 <b>1,19</b>	81,71 <b>81,77</b>	5,70 <b>5,82</b>	12,59 <b>12,41</b>
		82	3	15	0,1027 <b>0,1044</b>	97,44 <b>97,48</b>	0,87 <b>0,77</b>	1,69 <b>1,75</b>	80,24 <b>80,20</b>	3,24 <b>3,26</b>	16,52 <b>16,54</b>
		92	5	3	0,6175 <b>0,6130</b>	96,72 <b>96,79</b>	2,71 <b>2,62</b>	0,57 <b>0,59</b>	84,37 <b>84,41</b>	8,70 <b>8,77</b>	6,93 <b>6,82</b>
Al–Si–Mg	600	97	2	1	0,8319 <b>0,8321</b>	98,60 <b>98,54</b>	0,79 <b>0,73</b>	0,61 <b>0,73</b>	89,06 <b>89,36</b>	8,01 <b>8,30</b>	2,93 <b>2,34</b>
		88	2	10	0,0597 <b>0,0612</b>	96,82 <b>96,61</b>	0,11 <b>0,07</b>	3,07 <b>3,32</b>	87,44 <b>87,43</b>	2,12 <b>2,13</b>	10,44 <b>10,44</b>
		94	3	3	0,5883 <b>0,5955</b>	98,23 <b>97,99</b>	0,53 <b>0,43</b>	1,24 <b>1,58</b>	87,96 <b>88,12</b>	6,53 <b>6,79</b>	5,51 <b>5,09</b>
Mg–Al–Zn	500	90	5	5	0,8313 <b>0,8266</b>	94,08 <b>94,18</b>	3,82 <b>3,70</b>	2,10 <b>2,12</b>	69,92 <b>70,09</b>	10,79 <b>11,19</b>	19,29 <b>18,72</b>
		75	5	20	0,2614 <b>0,2582</b>	94,93 <b>95,05</b>	2,18 <b>2,02</b>	2,89 <b>2,93</b>	67,95 <b>68,02</b>	6,00 <b>6,04</b>	26,05 <b>25,94</b>
		85	10	5	0,6155 <b>0,6105</b>	93,07 <b>93,20</b>	5,73 <b>5,54</b>	1,20 <b>1,26</b>	72,08 <b>72,15</b>	16,84 <b>16,99</b>	11,08 <b>10,86</b>
	600	98	1	1	0,9841 <b>0,9829</b>	98,18 <b>98,19</b>	0,97 <b>0,96</b>	0,85 <b>0,85</b>	86,92 <b>87,06</b>	3,09 <b>3,32</b>	9,99 <b>9,62</b>
		87	1	12	0,0962 <b>0,0945</b>	98,50 <b>98,52</b>	0,34 <b>0,31</b>	1,16 <b>1,17</b>	85,78 <b>85,80</b>	1,07 <b>1,07</b>	13,15 <b>13,13</b>
		93	2	5	0,5388 <b>0,5350</b>	98,17 <b>98,20</b>	0,99 <b>0,94</b>	0,84 <b>0,86</b>	86,96 <b>87,01</b>	3,18 <b>3,23</b>	9,86 <b>9,76</b>

ным предлагаемым способом, не превышает  $\pm 0,5\%$  (по массе). Различие в массовых долях твердой фазы составляет  $\pm 0,01$ .

Представленные данные позволяют утверждать, что описанный способ поиска конод в двухфазных областях пригоден для проверки новых, изучаемых и уже существующих диаграмм состояния тройных систем. Данный способ позволил решать различные задачи, связанные с расчетами кристаллизации в трехкомпонентных системах.

Результаты, полученные предложенным способом, сравнивали с результатами термодинамических расче-

тов в программе Thermo-Calc для системы Fe–S–O, в которой имеется область несмешивания в жидком состоянии. В табл. 3 представлены рассчитанные «геометрическим» способом составы фаз и массовые доли (выделены жирным шрифтом), а также вычисленные CALPHAD-методом в программе Thermo-Calc (обычный шрифт) для рассматриваемой системы при температурах 1500 и 1600 °C и давлении 101 кПа. Можно видеть, что в данном случае результаты, полученные расчетами в Thermo-Calc и «геометрическим» способом, различаются достаточно сильно и достигают нескольких абсолютных процентов, особенно по со-

Таблица 3

Вычисленные в программе Thermo-Calc (обычный шрифт) и определенные предложенным методом (жирный шрифт) составы жидких фаз  $l_1$  и  $l_2$  и массовые доли  $l_1$  в системе Fe–S–O

Температура сечения, °С	Состав сплава, % (по массе)			Массовая доля жидкости $l_1$	Состав жидкости $l_1$ , % (по массе)			Состав жидкости $l_2$ , % (по массе)		
	Fe	S	O		Fe	S	O	Fe	S	O
1500	90	5	5	0,711 <b>0,740</b>	96,31 <b>95,15</b>	3,53 <b>4,70</b>	0,16 <b>0,15</b>	74,48 <b>75,34</b>	8,62 <b>5,85</b>	16,90 <b>18,81</b>
	80	5	15	0,206 <b>0,220</b>	97,75 <b>95,86</b>	2,11 <b>3,99</b>	0,14 <b>0,15</b>	75,40 <b>75,52</b>	5,75 <b>5,29</b>	18,85 <b>19,20</b>
	75	15	10	0,164 <b>0,215</b>	87,79 <b>83,53</b>	11,78 <b>15,74</b>	0,42 <b>0,73</b>	72,49 <b>72,65</b>	15,63 <b>14,80</b>	11,88 <b>12,54</b>
1600	90	5	5	0,724 <b>0,757</b>	95,75 <b>94,50</b>	3,97 <b>5,17</b>	0,28 <b>0,33</b>	74,93 <b>76,00</b>	7,69 <b>4,47</b>	17,37 <b>19,53</b>
	80	10	5	0,667 <b>0,718</b>	90,69 <b>89,08</b>	8,85 <b>10,39</b>	0,46 <b>0,53</b>	73,60 <b>74,58</b>	12,30 <b>8,99</b>	14,10 <b>16,43</b>
	75	5	15	0,205 <b>0,226</b>	97,12 <b>94,07</b>	2,63 <b>5,58</b>	0,25 <b>0,35</b>	75,59 <b>75,89</b>	5,61 <b>4,83</b>	18,80 <b>19,28</b>

держанию серы в жидкости с большим содержанием железа. Возможно, это связано с неточностями экспериментальных данных из-за высокой температуры и агрессивности растворов Fe–S–O.

**Выводы.** Предложен «геометрический» способ расчета составов двух равновесных фаз-растворов и их массовых долей в диаграммах трехкомпонентных систем.

Предложенный способ дает результаты, практически совпадающие с расчетами термодинамическим CALPHAD-методом, реализованным в программе Thermo-Calc в системах Al–Mg–Cu, Al–Si–Mg, Mg–Al–Zn.

Для системы Fe–S–O расхождения между результатами термодинамического и «геометрического» расчетов достаточно большие, особенно по содержанию серы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов Г.М., Ротенберг В.А., Цурган Л.С. // Изв. вуз. Цветная металлургия. 1972. № 4. С. 99.
2. Новик Ф.С. // Изв. вуз. Цветная металлургия. 1972. № 4. С. 105.

© 2012 г. Пикунев М.В., Баженов В.Е., Сидоров Е.В.  
Поступила 13 января 2012 г.

# ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.77

*В.П. Романенко, А.В. Фомин, Г.П. Илларионов*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРЕССАХ СПЛОШНОЙ И ПОЛОЙ ЗАГОТОВОК МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ В ПРОГРАММНОМ КОМПЛЕКСЕ DEFORM 3D

Существующие традиционные технологические линии производства цельнокатаных железнодорожных колес в России и за рубежом основаны на использовании литой заготовки, получаемой разрезкой слитка или непрерывнолитой заготовки на части. Недостатки, присущие заготовкам с литой структурой, обуславливают в дальнейшем уровень эксплуатационных характеристик и надежности готового изделия.

Повышение качества исходной заготовки возможно осуществить за счет проработки литой структуры металла и устранения дефектов металлургического происхождения (осевую пористость, дендритную структуру и др.) на этапе подготовки исходной колесной заготовки перед прессопрокатной линией, в частности, методами обработки металлов давлением.

Одним из наиболее перспективных методов, обеспечивающих проработку литой структуры металла, является метод винтовой прокатки, который интенсивно развивается в настоящее время.

Винтовая прокатка обладает высокой эффективностью деформационного воздействия на металл по сравнению с другими способами обработки металлов давлением.

Многочисленными экспериментальными работами показано, что за счет значительных макросдвиговых процессов в очаге деформации стана винтовой прокатки достигается проработка структуры металла даже при малых обжатиях [1]. При этом прорабатывается структура металла как в центральной части исходной литой заготовки (дефектной зоны), так и периферийной, в результате деформационного воздействия валков на заготовку.

Для оценки возможности изготовления железнодорожных колес из заготовки, предварительно деформированной на стане винтовой прокатки, а также сравнительного анализа формоизменения (сплошной и полой) заготовок было проведено математическое моделирование процесса деформирования сплошной и полой заготовок по режимам существующей технологической линии ОАО «Выксунский металлургический завод» на

основе использования программно-вычислительного комплекса Deform 3D.

Чтобы выявить преимущества и недостатки использования сплошной и полой заготовок, необходимо было оценить распределение исходного металла в объеме поковки.

Ранее осуществлялось компьютерное моделирование деформации сплошной и полой заготовок на прессах, однако исследование течения металла проводилось на основе анализа аналитической траектории перемещения реперных точек. Такие результаты, наряду с качественной оценкой пластического течения металла, не дают точных количественных значений распределения исходного металла в объеме поковки [2].

Было осуществлено компьютерное моделирование процесса осадки сплошной и полой заготовок на гидравлических прессах и проанализирован характер истечения металла. Аналитически исследованы операции осадки на плоскопараллельных плитах, осадки и разгонки в технологическом кольце и формовки колеса.

В качестве исходных заготовок для моделирования процесса деформации использовали сплошную заготовку с отношением  $H/D = 0,74$  (используемую для производства железнодорожных колес диаметром 957 мм); полую деформированную заготовку с уменьшенным внешним диаметром (полученную винтовой прокаткой) с отношениями  $H/D = 0,98$  и  $d/D = 0,36$ , где  $D$ ,  $d$ ,  $H$  – наружный, внутренний диаметры и высота заготовки соответственно.

Для исследования формоизменения заготовок, наглядного представления перемещения металла в радиальном направлении при деформации на прессах и количественной оценки распределения исходного металла в объеме поковки после операции формовки исходные заготовки (сплошная и полая) были разделены на 10 слоев в диаметральном сечении. Для этого радиус исходной сплошной заготовки был разделен с шагом 24,1 мм.

За счет неравномерности распределения деформации при прошивке исходные радиусы слоев прошитой

заготовки определяли по результатам теоретической работы [3]. В данной работе показано, что процесс прошивки характеризуется неравномерным распределением деформации. В результате деформационного воздействия в очаге деформации стана винтовой прокатки наибольшим обжатиям подвергается металл осевой зоны и в меньшей степени периферия заготовки. На основе результатов данной работы перемещение слоев металла при прошивке определяли по формуле (рис. 1, 2)

$$R_x = \sqrt{r_0^2 + \left(\frac{r_x}{R_0}\right)^2 (R_{0(\text{труб})}^2 - r_0^2)},$$

где  $R_x$  – искомый радиус слоя (после прошивки);  $r_x$  – исходный радиус слоя (до прошивки);  $R_0$  – радиус сплошной

ной заготовки;  $R_{0(\text{труб})}$  – внешний радиус гильзы;  $r_0$  – внутренний радиус гильзы.

Для получения объективных результатов математического моделирования деформации заготовок на прессах задавали режимы осадки, соответствующие реальному технологическому процессу производства железнодорожных колес: начальную температуру заготовки, коэффициент трения, скорость деформирования.

При решении задачи учтено также время остывания заготовок при их транспортировке от печи к столу пресса, время передачи заготовок от пресса к прессу и время остывания их при вспомогательных операциях (центровка заготовки, время холостого хода траверс прессов и т.д.) в соответствии с циклом производства железнодорожных колес.

Результаты компьютерного моделирования представлены на рис. 3, где показано течение металла при деформации сплошной и полой заготовок на прессах.

В связи с неравномерностью распределения деформации в сплошной заготовке, обусловленной внешними силами трения и неравномерностью распределения температурного поля, препятствующих истечению металла вблизи контактных поверхностей в радиальном направлении, происходит перемещение металла из срединной части высоты заготовки в сторону периферии (рис. 3, а).

Свободная осадка полой заготовки характеризуется двусторонним течением металла как в сторону периферии, так и к оси заготовки с уменьшением внутреннего диаметра отверстия (рис. 3, з). Такая схема течения металла в основном обусловлена геометрическими размерами исходной полой заготовки, а также технологическими параметрами процесса свободной осадки (высокое тре-

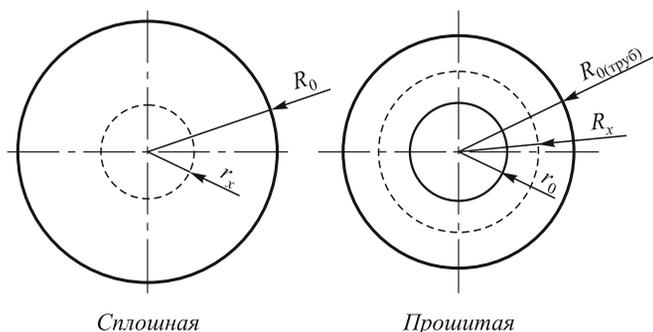


Рис. 1. Определение радиуса слоя при прошивке заготовки

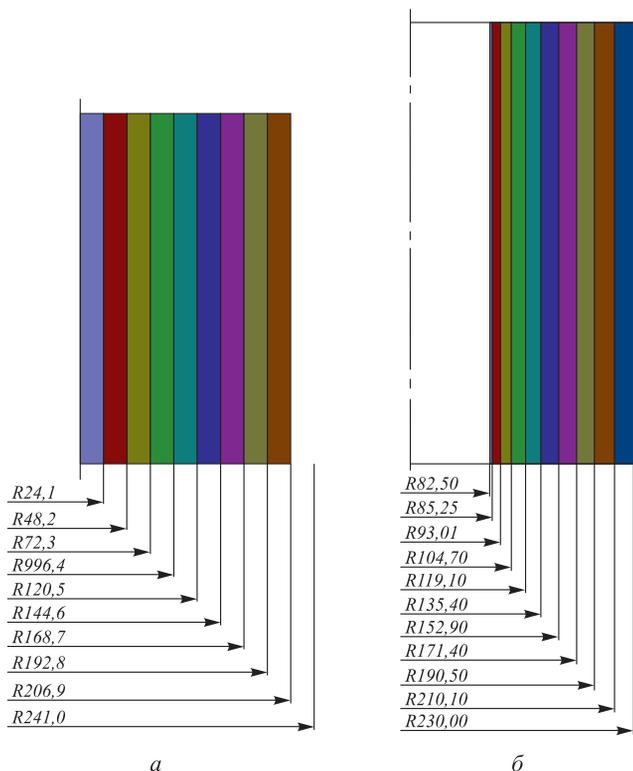


Рис. 2. Исходные размеры слоев в заготовках: а – сплошная заготовка ( $H/D = 0,742$ ), б – полая заготовка ( $H/D = 0,98$ ,  $d/D = 0,36$ )

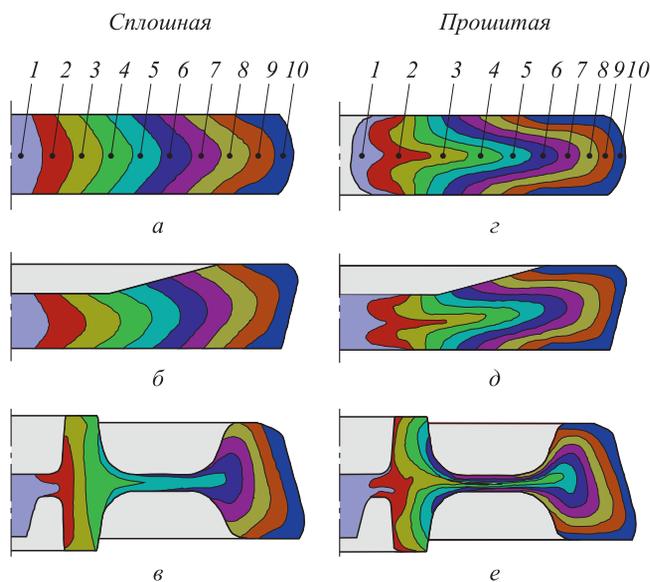


Рис. 3. Формоизменение металла при деформации на прессах: а, з – свободная осадка, б, д – осадка и разгонка в технологическом кольце, в, е – формовка

ние, температурный фактор, неравномерность распределения температурного поля по высоте заготовки).

Выявлено, что при относительной степени деформации полой заготовки  $\epsilon = 35\%$  течение металла происходит в радиальном направлении с некоторым поднутрением внутренней поверхности стенки отверстия, а при последующем увеличении деформации металл течет (без поднутрения) как к периферии, так и к оси заготовки с заполнением внутренней полости отверстия.

Для получения необходимой формы заготовки по существующей технологической линии производства железнодорожных колес при свободной осадке заготовку необходимо осадить до конечной высоты 118 мм, в результате относительная высотная деформация полой заготовки будет больше по сравнению со сплошной ( $\epsilon = 67,01\%$ ) и составит  $\epsilon = 73,8\%$  (за счет увеличения высоты заготовки). Также в связи с тем, что течение металла к оси заготовки происходит при относительной степени деформации  $\epsilon = 35\%$ , наблюдается интенсивное перемещение металла в срединной части высоты заготовки в сторону периферии и только небольшой объем металла перемещается к оси заготовки.

При данной относительной степени деформации ( $\epsilon = 73,8\%$ ) полой заготовки внутренний диаметр на торцевой поверхности уменьшается на 44%, а в наиболее узком месте (в середине высоты заготовки) на 77% (рис. 3, з). При последующей осадке и разгонке в технологическом кольце внутреннее отверстие закрывается полностью (рис. 3, д).

Деформация полой заготовки на формовочном прессе практически соответствует формовке сплошной заготовки.

Для количественной оценки распределения исходного металла в объеме заготовки после операции формовки полученная поковка была разделена на три конструктивных элемента соответственно: I – ступица, II – диск и зоны перехода: от ступицы к диску и от диска к ободу поковки, III – обод.

Распределение исходного металла в объеме поковки после операции формовки оценивали как отношение объема  $i$ -ого слоя (по номерам слоев), из которого формируется конструктивный элемент поковки, к полному его объему:

$$K_i^{(I)} = \frac{V_i^{(I)}}{V_i} 100\%, \quad K_i^{(II)} = \frac{V_i^{(II)}}{V_i} 100\%, \quad K_i^{(III)} = \frac{V_i^{(III)}}{V_i} 100\%,$$

где  $K_i^{(I)}$ ,  $K_i^{(II)}$ ,  $K_i^{(III)}$  – коэффициенты, показывающие нахождение части объема  $i$ -ого слоя в объеме части поковки ( $K_i^{(I)}$  – ступица,  $K_i^{(II)}$  – диск и зоны перехода,  $K_i^{(III)}$  – обод);  $V_i^{(I)}$  – объем  $i$ -ого слоя металла, находящегося в части поковки;  $V_i$  – полный объем конструктивного элемента поковки.

Принятые коэффициенты показывают, какую долю объем  $i$ -ого слоя занимает в объеме конструктивного элемента и из каких слоев металла он формируется.

Численные значения объемов слоев металла определяли согласно результатам работы [4]. Ошибка в определении объемов слоев металла в частях поковки не превышает 4%.

На основе полученных данных построены графики распределения объемов слоев в заготовке после операции формовки (рис. 4). Точки, лежащие на кривых графика, показывают количественное значение нахождения части слоя металла в объеме конструктивного элемента поковки, а также распределение слоев в частях поковки. Значения точек, соединенные линиями на графике показывают, из каких слоев формируется часть поковки.

Видно, что формирование ступицы при деформации сплошной заготовки происходит из слоев металла I – 4, а при деформации полой заготовки из слоев I – 5.

Формирование ступицы при деформации полой заготовки происходит также из слоев I – 4 и части слоя 5, занимающего более 10% тела ступицы, находящегося вблизи переходной зоны (от ступицы к диску).

Распределение слоев металла в процессе формирования диска колеса при деформации сплошной и полой заготовок значительно отличается. Из рис. 4 видно, что диск колеса при использовании сплошной заготовки формируется в основном из слоев 5 и 6, что соответствует диапазону радиусов исходной заготовки  $R_0 = 96,4 \div 120,5$ . Общий их объем в части поковки составляет более 70%, при этом слой 5 находится внутри основной части тела диска, а слой 6 находится вблизи поверхности. Из слоев 4, 7 и незначительной части слоя 8 ( $K_8^{(II)}$  менее 2,5%) формируются переходные части диска.

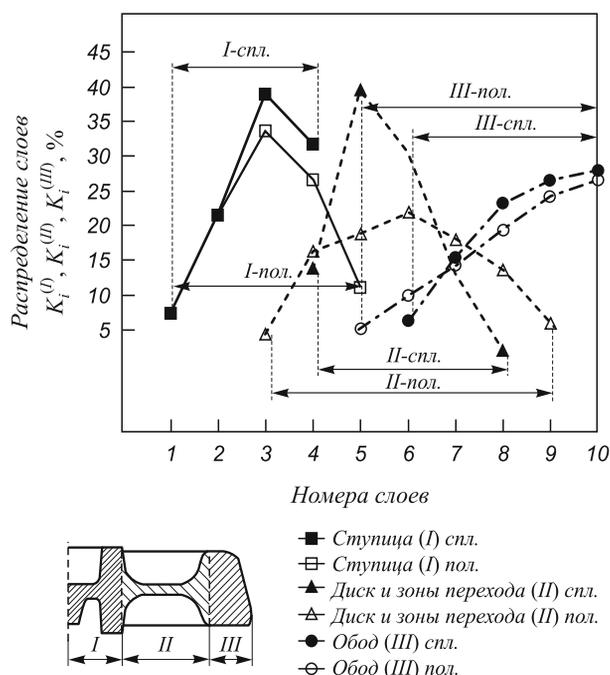


Рис. 4. Распределение слоев металла в объеме заготовки после операции формовки

Формирование тела диска при деформации полой заготовки происходит из различных слоев металла (3 – 9), при этом распределение слоев более равномерное. Основной объем тела диска формируется из слоев 4 – 8 (что соответствует радиусам исходной заготовки  $R_0 = 72,3 \div 192,8$ ) и незначительной части слоев 3, 9, суммарный объем которых в объеме диска составляет не более 11 %.

Основной объем обода колеса в обоих случаях формируется из периферийных слоев исходной заготовки (7 – 10), однако характер распределения слоев металла в диаметральном сечении несколько отличается (рис. 3, в, е).

**Выводы.** Осуществлено компьютерное моделирование в программном комплексе Deform 3D операций осадки, осадки и разгонки заготовки в технологическом кольце, формовки колеса в соответствии с технологической схемой действующего производства для сплошной и полой заготовки, полученной прошивкой на стане винтовой прокатки.

На основе разделения исходной заготовки на слои показано распределение исходного металла в объеме и характер течения при деформации на прессах сплошной и предварительно приштампованной полой заготовки.

Установлено, что при осадке полой заготовки внутреннее отверстие после второй операции (осадка и разгонка в технологическом кольце) закрывается. При последующей операции (формовка) формоизменение происходит аналогично сплошной заготовке и не требует изменения существующей технологической схемы производства колес.

Дана количественная оценка распределения исходного металла при деформации на прессах в объеме заготовки после операции формовки. Показано, что при использовании полой заготовки формирование частей поковки происходит из большего количества слоев металла, так, например, формирование диска и зон переходов формируется из исходного металла, находящегося в радиусе  $R_0 = 72,3 \div 192,8$  сплошной заготовки, а при использовании сплошной  $R_0 = 96,4 \div 120,5$ .

Такое распределение слоев металла обеспечивается за счет различных схем течения металла при операции свободной осадки и осадки и разгонки в технологическом кольце, а также за счет предварительного обжатия сплошной заготовки при прошивке.

Показано, что при деформации на прессах полой заготовки осуществляется более интенсивное течение металла, чем в сплошной.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Галкин С.П., Харитонов Е.А., Романенко В.П. Радиально сдвиговая прокатка новый высокоэффективный способ обработки металлов давлением. Прогрессивные технологии ОМД. Уч.-метод. пособие. – М.: ИРИАС, 2009. – 600 с.
2. Романенко В.П., Фомин А.В., Яндимиров А.А. // Металлург. 2011. № 7. С. 62 – 65.
3. Галкин С.П., Романцев Б.А. // Производство проката. 2009. № 9. С. 23 – 35.
4. Романенко В.П., Фомин А.В., Севастьянов А.А., Волков М.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 9. С. 33 – 35.

© 2012 г. В.П. Романенко, А.В. Фомин, Г.П. Илларионов  
Поступила 19 декабря 2011 г.

УДК 621.771.01:681.5.013

*Л.А. Кузнецов, А.С. Кондауров*

Липецкий государственный технический университет

## ИНФОРМАЦИОННЫЙ МЕТОД ИДЕНТИФИКАЦИИ СЛОЖНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Настоящая статья посвящена разработке методологии определения наиболее рациональной сложной технологии производства, например проката с заданными свойствами, опираясь исключительно на данные, получаемые в результате контроля стандартной технологии. Свойства проката именуется далее показателями качества продукции, значения которых формируются технологией. Изменяя значения технологических факторов, можно влиять на значения показателей качества, т.е. управлять качеством через технологию [1, 2].

Принципиальным отличием данной задачи от задач, традиционно решаемых в области статистической обработки для установления связи между отдельными значениями факторов и откликов (входов и выходов), является

необходимость определения в пространстве входов подпространства, наилучшим образом соответствующего заданному подпространству пространства выходов. Оценка этого, в некотором смысле топологического соответствия между подпространствами, должна осуществляться исключительно на основании статистических данных: реализаций технологических факторов, трактуемых входами, и показателей качества продукции, трактуемых выходами. Технологический процесс при этом представляет объект управления.

Технология представляется  $n$ -вектором технологических факторов  $u = (u_1, \dots, u_n)$ , качество  $m$ -вектором показателей  $y = (y_1, \dots, y_m)$ . Используются технологическое векторное пространство  $U$ , которому принадлежат

векторы  $u$ , и пространство качества  $Y$ , содержащее векторы  $y$ . Измеренные значения векторов или реализаций технологии и качества обозначаются соответственно  $t_q = (t_{q1}, t_{q2}, \dots, t_{qm})$  и  $r_q = (r_{q1}, r_{q2}, \dots, r_{qm})$ ,  $q = 1, 2, \dots, Q$ , где  $q$  – номер реализации,  $Q$  – количество реализаций. Множества измеренных значений (реализаций) технологических факторов и показателей качества обозначаются:  $Q_t = \{t_q, q = 1, 2, \dots, Q\}$  и  $Q_r = \{r_q, q = 1, 2, \dots, Q\}$ . Технологические факторы и показатели качества трактуются случайными величинами, принимающими вещественные значения [3].

Задача состоит в том, чтобы определить технологические рамки  $u'_i, u''_i$  для всех факторов, влияющих на качество продукции:

$$u'_i \leq u_i \leq u''_i, i = 1, 2, \dots, n, \quad (1)$$

при соблюдении которых с высокой вероятностью гарантируется получение продукции со значениями показателей качества, лежащими в заданных пределах:

$$y'_i \leq y_i \leq y''_i, i = 1, 2, \dots, m, \quad (2)$$

где  $y'_i, y''_i$  заданы внешними по отношению к предприятию-производителю продукции документами.

Методология определения и адаптации рамочной технологии, т.е. определения  $u'_i, u''_i, i = 1, 2, \dots, n$ , обеспечивающих выполнение условия (2), опирается исключительно на технологическую информацию, получаемую в штатном процессе. Она включает несколько этапов:

- построение эмпирического распределения качества;
- выделение подпространства предпочтительного качества;
- определение технологии, обеспечивающей предпочтительное качество. Далее кратко излагается существо каждого этапа.

Известно, что исчерпывающей характеристикой случайной величины является функция распределения. Функция распределения является абстракцией реальной картины. По фактическим данным может быть построена гистограмма или полигон частот. Эти эмпирические представления затем аппроксимируются подходящими функциями, которые и называются функциями распределения.

Технология построения гистограммы в одномерном случае состоит в разбиении диапазона значений случайной величины на ряд непересекающихся полуинтервалов и подсчете количества значений, принадлежащих каждому полуинтервалу. Количество значений, принадлежащих полуинтервалу, деленное на общее количество значений, дает эмпирическую вероятность полуинтервала.

В  $m$ -мерном случае может быть использован такой же подход структуризации измеренных значений в виде  $m$ -мерных гистограмм или полигонов частот.

Гистограммы или полигоны частот для  $m > 2$  нельзя представить геометрически, но их формальное содержание сохраняется. В двухмерном случае ( $m = 2$ ) основанием гистограммы будет обычная двухмерная плоскость. Каждому кластеру будет соответствовать часть этой плоскости – четырехугольник, содержащий значения случайных величин, включаемые в данный кластер. Высота призмы, соответствующей кластеру, будет равна относительной частоте реализаций случайной величины, попавших в кластер. В  $m$ -мерном случае основанием гистограммы будет  $m$ -мерное подпространство векторного пространства качества  $Y$ , «высота» будет определяться так же, как и в двухмерном случае.

При определении структуры гистограммы в (2) должны быть учтены все имеющие существенное значение для целей исследования показатели качества. Области изменения показателей  $[y'_i, y''_i], i = 1, 2, \dots, m$  разбиваются на конечное число полуинтервалов (карманов). Количество и длина полуинтервалов могут быть различными и выбираются в соответствии с целями исследования.

Обозначив границы  $y_{li}, l = 0, 1, 2, \dots, L_i$ , где  $l$  – номер граничной точки,  $L_i$  – количество точек и интервалов для  $i$ -го показателя, область значений  $i$ -го показателя качества можно представить в виде:

$$\Delta y_i = [y'_i, y''_i] = [y_{0i}, y_{1i}), [y_{1i}, y_{2i}), \dots, [y_{L_i-1,i}, y_{L_i,i}], \quad (3)$$

где  $y'_{li} = y_{0i}, y''_{li} = y_{L_i,i}$  – минимальное и максимальное возможные значения показателя качества.

Для краткости множество полуинтервалов, определенных для  $i$ -го показателя, обозначим, как и их число:  $L_i = \{1, 2, \dots, L_i\}$ . В дальнейшем изложении для интервалов используются и такие обозначения:

$$\Delta y_i(l_i) = [y_{l_i-1,i}, y_{l_i,i}). \quad (4)$$

Структуризация качества реализуется в два этапа. На первом осуществляется формирование структуры представления качества, т.е. разбиение допустимых диапазонов значений показателей качества (3), (4) и на их множестве разбиение подпространства качественной продукции  $Y^+ = \Delta y_1 \Delta y_2 \dots \Delta y_m$  на систему подпространств меньшего размера:

$$\Delta Y^+(l'_1, l'_2, \dots, l'_m) = \Delta y_1(l'_1) \Delta y_2(l'_2) \dots \Delta y_m(l'_m), \quad l'_i \in L_i, i = 1, 2, \dots, m. \quad (5)$$

Подпространства  $\Delta Y^+(l'_1, l'_2, \dots, l'_m), l'_i \in L_i, i = 1, 2, \dots, m$  являются элементами пространства качества, по которым распределяются реализации качества. Набор  $(l'_1, l'_2, \dots, l'_m)$  номеров  $l_i$  диапазонов  $\Delta y_i(l_i)$ , декартовым произведением которых является элемент  $\Delta Y^+(l'_1, l'_2, \dots, l'_m)$ , назовем вектором-идентификатором. Второй шаг состоит в вычислении вероятностей событий, введен-

ных на первом шаге, т.е. в определении количества реализаций качества, попавших в каждый элемент  $\Delta Y^+(l'_1, l'_2, \dots, l'_m)$ .

Процедуры структуризации инвариантны по отношению к особенностям конкретной системы показателей качества. Поясним на наглядном примере (рис. 1), когда имеется два показателя качества:  $y = (y_1, y_2)$ . В этом случае пространство качества – плоскость, подпространство качественной продукции – прямоугольник  $Y^+$ , элементы  $\Delta Y^+(l'_i, l''_i)$  – прямоугольники меньшего размера, на которые разбивается  $Y^+$ . Качественная продукция определяется суммой всех реализаций  $\rho_q \in Y^+$ , т.е. таких, что  $\rho_{1q} \in [y'_i, y''_i]$  и  $\rho_{2q} \in [y'_i, y''_i]$ . При построении гистограммы распределения реализаций  $\rho_q = (\rho_{1q}, \rho_{2q})$ ,  $q = 1, 2, \dots, Q$ , где  $\rho_{1q}$  – измеренные значения  $y_1$ , а  $\rho_{2q}$  – измеренные значения  $y_2$ , подход, используемый в одномерном случае, сохраняется. Вероятность события, что качество соответствует значениям показателей элемента  $\Delta Y^+$ , оценивается относительным количеством реализаций, для которых  $y_{1,i} \leq \rho_{1q} \leq y_{1,i+1}$  и  $y_{2,i} \leq \rho_{2q} \leq y_{2,i+1}$ .

Для обеспечения автоматизации процедуры построения многомерного распределения в виде гистограммы количество интервалов, на которое разбиваются диапазоны значений любого показателя, можно ограничить числом  $L_i \leq 9$  и использовать интервалы постоянной длины.

При таком подходе идентификатор элементов  $(l_1, l_2, \dots, l_m)$  будет иметь вид десятичного числа, каждый разряд которого обозначает номер  $l_i$  диапазона (4)  $i$ -го показателя. Процедура синтеза алгебры формализуется перебором  $l_i \in [1, L_i]$ ,  $i = 1, 2, \dots, m$ . Показатели качества в векторе качества упорядочены, поэтому об-

щая система вводимых элементов (5) может быть определена в виде

$$L = \{L_1, L_2, \dots, L_m\}. \tag{6}$$

Общее количество элементов (5) будет равно

$$K = L_1 L_2 \dots L_m = \prod_i L_i. \tag{7}$$

Все  $K$  элементов пространства будут представлять собой  $m$ -мерные параллелепипеды, которыми, как «кирпичами» будет заполнено  $Y^+$ . Ребрами  $m$ -мерных параллелепипедов будут  $l_i$ -е отрезки (5), на которые разделяются интервалы разрешенных значений  $i$ -го показателя. Таким образом, для указания элемента достаточно указать его идентификатор.

На рис. 1 пространство качества – двухмерное. Диапазон разрешенных значений первого показателя  $y_1$  разделен на четыре интервала, а диапазон второго показателя  $y_2$  – на три интервала. Так что на нем  $L_1 = 4$ ,  $L_2 = 3$ ,  $L = (4, 3)$ ,  $K = 4 \cdot 3 = 12$ . Более жирными штрихпунктирными линиями выделены два элемента:  $\Delta Y^+(1, 1)$  и  $\Delta Y^+(3, 2)$ . Точками показаны реализации качества.

Принадлежность реализаций качества (измеренных значений показателей качества) элементам  $\Delta Y^+(l_1, l_2, \dots, l_m)$  определяется фильтрацией множества записей  $Q_p$  по множеству идентификаторов  $L$ . Обозначим  $v(l_1, l_2, \dots, l_m)$  – количество единиц продукции (измеренных значений показателей качества), попавших в элемент  $\Delta Y^+(l_1, l_2, \dots, l_m)$ . По их значениям вычисляются относительные частоты (эмпирические вероятности) принадлежности реализаций качества элементам  $\Delta Y^+(\cdot)$ :

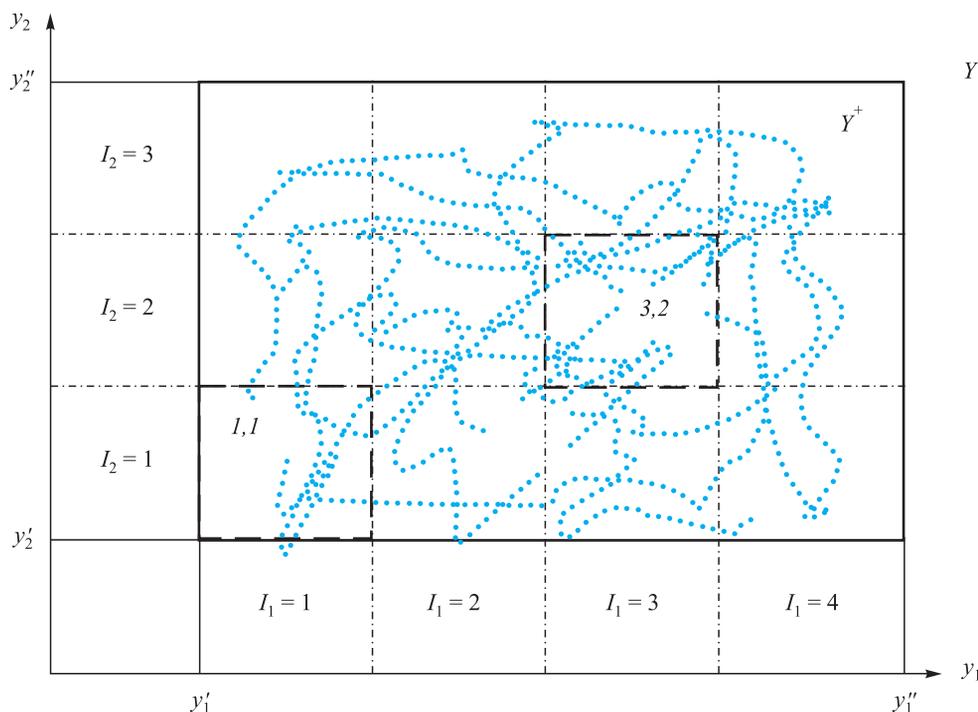


Рис. 1. Схема разбиения подпространства качественной продукции на элементы  $\Delta Y^+(l'_i, l''_i)$  и обозначений (5)

$$P(l_1, l_2, \dots, l_m) = v(l_1, l_2, \dots, l_m) / Q, \quad (8)$$

$$l_i \in \{1, 2, \dots, L_i\}, i = 1, 2, \dots, m.$$

$$\Delta U = \Delta u_1(\lambda'_1) \Delta u_2(\lambda'_2) \dots \Delta u_n(\lambda'_n). \quad (10)$$

Относительные частоты характеризуют реальное распределение случайного вектора показателей качества:

$$P_\rho = \{P(l_1, l_2, \dots, l_m) \mid l_i = 1, 2, \dots, L_i, i = 1, 2, \dots, m\}. \quad (9)$$

Если величины  $P(l_1, l_2, \dots, l_m)$  трактовать высотой призм, построенных на элементах  $\Delta Y^+(l_1, l_2, \dots, l_m)$ , то  $P_\rho$  представляет  $m$ -мерную гистограмму, а если величины  $P(l_1, l_2, \dots, l_m)$  трактовать перпендикулярами, опущенными в центр элементов  $\Delta Y^+(l_1, l_2, \dots, l_m)$ , то  $P_\rho$  будет представлять  $m$ -мерный полигон частот.

На распределении  $P_\rho$  специалистами службы качества могут быть определены области предпочтительного качества, к которому целесообразно стремиться, или наоборот, области нежелательных сочетаний показателей качества, которых следует избегать. Возникает вопрос: можно ли определить технологические условия, способствующие получению таких реализаций качества? Формально вопрос состоит в том, можно ли найти в технологическом пространстве прообразы этих желательных или нежелательных областей пространства качества. Решение вопроса может быть получено на основании теории информации [4, 5].

В технологическом пространстве  $U$  так же, как и в пространстве качества, могут быть выделены подпространства. Принадлежность реализаций технологии конкретному подпространству представляет случайное событие. Таким образом, разделением пространства  $U$  на подпространства формируется система событий (алгебра) на множестве реализаций технологии  $Q_\tau = \{\tau_q, q = 1, 2, \dots, Q\}$ . Области в пространстве качества определены, так что алгебра качества и вероятности соответствующих ей событий заданы. Вероятностная модель качества полностью определена. В модели технологии задано множество реализаций, на котором алгебра (система случайных событий) может быть определена бесконечным числом вариантов. Поставленная задача определения в технологическом пространстве прообраза области предпочтительного качества сводится к отысканию такой алгебры в технологическом пространстве, такого его разбиения на подпространства, при котором вероятностная модель технологии приобретает максимальную информационную адекватность вероятностной модели качества [6].

Пусть специалистами выбрана область предпочтительного качества  $\Delta Y^+(l'_1, l'_2, \dots, l'_m)$  и требуется определить ее технологический прообраз  $\Delta U(\lambda'_1, \lambda'_2, \dots, \lambda'_n) \subseteq U$ . Подпространство  $\Delta U(\lambda'_1, \lambda'_2, \dots, \lambda'_n)$  представляет собой область технологического пространства  $U$ , определяемую в виде декартового произведения отрезков координат технологического пространства  $\Delta u_i(\lambda'_i) = [u_{\lambda-1i}, u_{\lambda i}]$ ,  $i = 1, 2, \dots, n$ :

Чтобы сократить и упростить обозначения, пусть  $A$  и  $\bar{A}$  – случайные события, состоящие в том, что реализации качества принадлежат и не принадлежат предпочтительной области  $\Delta Y^+(l'_1, l'_2, \dots, l'_m)$ , аналогично  $B$  и  $\bar{B}$  – случайные события, состоящие в том, что реализации технологии принадлежат и не принадлежат области  $\Delta U(\lambda'_1, \lambda'_2, \dots, \lambda'_n)$ .

Подпространство  $\Delta Y^+(l'_1, l'_2, \dots, l'_m)$  задано и на множестве реализаций качества имеются два содержательных события  $A$  и  $\bar{A}$ . Их вероятности  $P(A) = P(l'_1, l'_2, \dots, l'_m)$  и  $P(\bar{A}) = 1 - P(A)$  определяют энтропию качества:

$$H_\rho = -P(A) \ln P(A) - P(\bar{A}) \ln P(\bar{A}). \quad (11)$$

Подпространство  $\Delta U(10)$  нужно определить. Ясно, что, при изменении границ интервалов  $u_{\lambda-1i}, u_{\lambda i}$ ,  $i = 1, 2, \dots, n$ , т.е. положения и размеров подпространства  $\Delta U(\lambda'_1, \lambda'_2, \dots, \lambda'_n)$ , будет изменяться количество реализаций технологии из множества  $Q_\tau = \{\tau_q, q = 1, 2, \dots, Q\}$ , принадлежащих  $\Delta U$ . В результате энтропия технологии

$$H_\tau(\Delta U) = -P[B(\Delta U)] \ln P[B(\Delta U)] - P[\bar{A}(\Delta U)] \ln P[\bar{A}(\Delta U)] \quad (12)$$

будет изменяться при изменении  $\Delta U$ .

Совместная энтропия технологии и качества определяется комбинацией вариантов сочетания исходов качества и технологии:

$$H_{\rho\tau}(\Delta U) = -P[A \& B(\Delta U)] \ln P[A \& B(\Delta U)] - P[A \& \bar{A}(\Delta U)] \ln P[A \& \bar{A}(\Delta U)] - P[\bar{A} \& B(\Delta U)] \times \ln P[\bar{A} \& B(\Delta U)] - P[\bar{A} \& \bar{A}(\Delta U)] \ln P[\bar{A} \& \bar{A}(\Delta U)]. \quad (13)$$

По энтропиям (11) – (13) определяется совместная информация технологии и качества, которую можно в данном контексте трактовать как количество информации о качестве, содержащееся в технологии:

$$I_{\rho\tau}(\Delta U) = H_\rho + H_\tau(\Delta U) - H_{\rho\tau}(\Delta U). \quad (14)$$

Обозначениями в (12) – (14) подчеркивается, что они зависят от выбора  $\Delta U$ . Подпространство  $\Delta U^*$ , которое обеспечивает максимальное значение количества информации о качестве в технологии, является решением поставленной задачи.

Изложенная методология реализована в виде автоматической системы, обеспечивающей определение технологии по заданному качеству на основании множеств измеренных значений технологических факторов и показателей качества. Ниже приведена краткая иллюстрация результатов, полученных с ее помощью. Для иллюстрации используется массив, содержащий

около 600 измерений, полученных при реализации производства стального листа. При этом измеренные значения концентраций химических элементов в стали, температур раската после 5-й и 12-й клетей интерпретируются технологическими факторами, а механические свойства: предел прочности ( $y_1$ , кгс/мм<sup>2</sup>), предел текучести ( $y_2$ , кгс/мм<sup>2</sup>) и относительное удлинение ( $y_3$ , %) интерпретируются показателями качества. Массив используется исключительно для демонстрации формального метода обработки данных и определения оптимальной технологии. Технологическая интерпретация данных не является целью настоящей работы.

Для показателей качества определены диапазоны разрешенных значений  $y_1 \in [33; 37]$ ,  $y_2 \in [45; 50]$ ,  $y_3 \in [29; 38]$ , которые определяют подпространство качественной продукции:  $Y^+ = [33; 37] \cdot [45; 50] \cdot [29; 38]$ . Диапазоны были разбиты на девять интервалов каждый. Декартовым произведением интервалов получили разбиение области  $Y^+$  на  $9 \cdot 9 \cdot 9 = 729$  подпространств:

$$\begin{aligned} \Delta Y(0, 0, 0) &= [33,0; 33,4] \cdot [45,0; 45,5] \cdot [29,0; 29,9] \\ \Delta Y(0, 0, 1) &= [33,0; 33,4] \cdot [45,0; 45,5] \cdot [29,9; 30,8] \\ \Delta Y(0, 0, 2) &= [33,0; 33,4] \cdot [45,0; 45,5] \cdot [30,8; 31,7] \\ &\dots \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \Delta Y(9, 9, 8) &= [36,6; 37,0] \cdot [49,5; 50,0] \cdot [36,2; 37,1] \\ \Delta Y(0, 0, 9) &= [36,6; 37,0] \cdot [49,5; 50,0] \cdot [37,1; 38,0] \end{aligned}$$

Измеренные значения показателей качества (механических свойств металла) распределились по этим подпространствам, что и определило трехмерные гис-

тограммы качества в виде соответствующих таблиц. На рис. 2 для графической иллюстрации показаны двумерные гистограммы на всех плоскостях трехмерной системы координат пространства качества. Гистограмма и ее проекции дают четкое представление о характере распределения продукции в пространстве качества.

Для иллюстрации методики определения технологии, соответствующей определенному качеству продукции, в пространстве качества были выделены два непересекающихся подпространства  $\Delta Y^B(5, 5, 5)$  и  $\Delta Y^H(2, 3, 2)$ . Значения показателей качества, определяющие первое подпространство (кластер измерений), приняты соответствующими условно высокому уровню качества, а значения, соответствующие второму – низкому уровню качества. На рис. 2 соответствующие им столбцы гистограмм выделены синим цветом.

По множеству реализаций технологии и качества, т.е. по массиву измеренных значений технологических факторов и показателей качества определены подпространства в технологическом пространстве  $U$ , которые по количеству взаимной информации (14) наилучшим образом соответствуют выбранным подпространствам качества. Технологическим «прообразом» подпространства качества  $\Delta Y^B(5, 5, 5)$  является  $\Delta U^B(\dots)$ , т.е. можно записать  $\Delta U^B(\dots) \rightarrow \Delta Y^B(5, 5, 5)$  и аналогично  $\Delta U^H(\dots) \rightarrow \Delta Y^H(2, 3, 2)$ . Для определения технологических подпространств  $\Delta U(\dots)$ , соответствующих за-

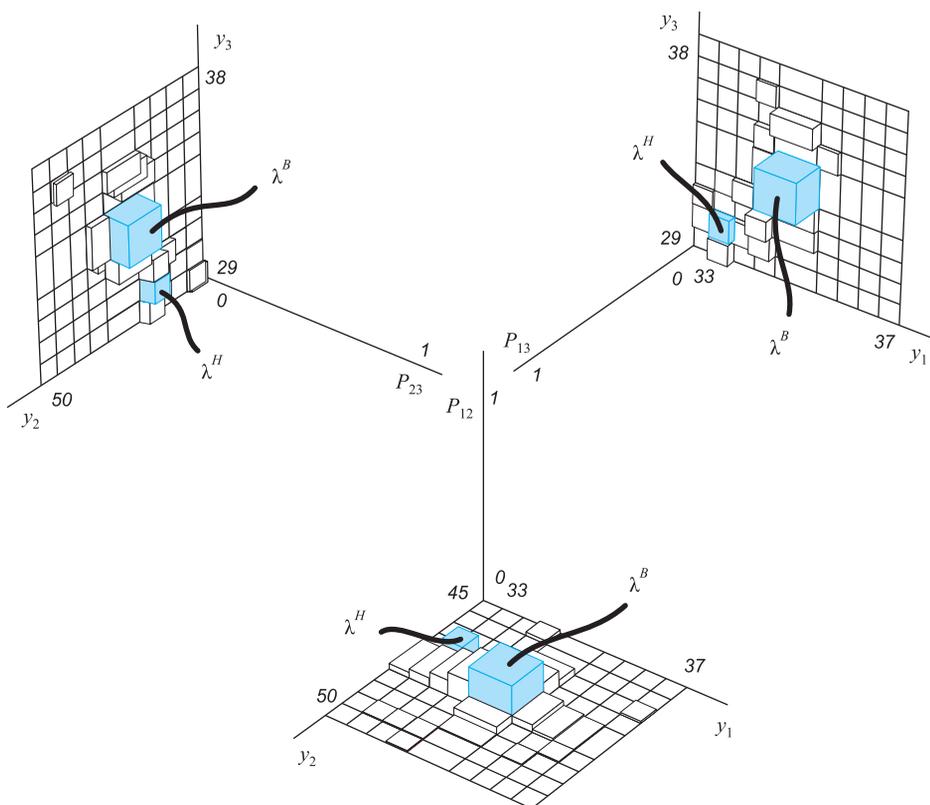


Рис. 2. Гистограммы распределений сочетаний показателей качества:  
 $P_{12} = P(y_1, y_2)$ ;  $P_{13} = P(y_1, y_3)$ ;  $P_{23} = P(y_2, y_3)$

данным подпространствам качества  $\Delta Y^+(l_1, l_2, \dots, l_3)$ , варьировались значения  $u_{\lambda-1i}, u_{\lambda i}$ , определяющие ребра  $\Delta u_i(\lambda_i) = [u_{\lambda-1i}, u_{\lambda i}]$ ,  $i = 1, 2, \dots, n$ , образующие эти подпространства (10).

В таблице представлены результаты вычисления координат  $\Delta U^B(3, 2, 7, 7, 3, 4, 1, 4, 2, 8, 2)$ , соответствующего  $\Delta Y^B(5, 5, 5)$  и технологического подпространства  $\Delta U^H(3, 6, 9, 3, 4, 7, 4, 4, 2, 8, 1)$ , соответствующего  $\Delta Y^H(2, 3, 2)$ .

Из таблицы видно, что для каждого элемента пространства качества  $\Delta Y^B(5, 5, 5)$  и  $\Delta Y^H(2, 3, 2)$  определены граничные значения технологических факторов, выделяющие соответствующие элементы  $\Delta U$  одиннадцатимерного технологического пространства. Количество знаков связано с использованием малого шага изменения координат при поиске оптимального решения. Найденное решение является статистическим и его качество, т.е. вероятность получения продукции со свойствами  $y = (y_1, y_2, y_3) \in \Delta Y^B(5, 5, 5)$ , если технология

$$u = (u_1, u_2, \dots, u_{11}) \in \Delta U^B(3, 2, 7, 7, 3, 4, 1, 4, 2, 8, 2) = [0,159; 0,160] \cdot [0,020; 0,021] \cdot [0,499; 0,501] \times [0,071; 0,076] \cdot [0,0059; 0,0061] \cdot [0,0196; 0,0202] \times [0,0120; 0,0125] \cdot [0,0197; 0,0203] \cdot [779; 789] \times [1004; 1012] \cdot [195; 212),$$

будет тем выше, чем больше имеется измеренных значений во множестве  $Q$ . Множество пополняется при производстве и технологические границы, определяющие подпространство  $\Delta U$ , могут уточняться и идентифицироваться.

Для наглядной графической иллюстрации содержательного существа задачи использовано трехмерное подпространство одинадимерного технологического пространства. Оно образовано технологическими факторами:  $u_1$  – содержание углерода,  $u_2$  – содержание хрома,  $u_3$  – содержание марганца. На рис. 3 справа изображено

**Оптимальные границы технологических подпространств**  
 $\Delta U^B(3, 2, 7, 7, 3, 4, 1, 4, 2, 8, 2) \rightarrow \Delta Y^B(5, 5, 5), \Delta U^H(3, 6, 9, 3, 4, 7, 4, 4, 2, 8, 1) \rightarrow \Delta Y^H(2, 3, 2)$

Технологический фактор	$\Delta U^B(3, 2, 7, 7, 3, 4, 1, 4, 2, 8, 2)$		$\Delta U^H(3, 6, 9, 3, 4, 7, 4, 4, 2, 8, 1)$	
	нижняя граница	верхняя граница	нижняя граница	верхняя граница
ХС углерод, %; $u_1$	0,159	0,160	0,163	0,165
ХС хром, %; $u_2$	0,020	0,021	0,039	0,042
ХС марганец, %; $u_3$	0,499	0,501	0,520	0,522
ХС алюминий, %	0,071	0,076	0,033	0,038
ХС азот, %	0,0059	0,0061	0,0068	0,0070
ХС никель, %	0,0196	0,0202	0,0298	0,0304
ХС фосфор, %	0,0120	0,0125	0,0175	0,0185
ХС сера, %	0,0197	0,0203	0,0235	0,0240
Температура полосы в 12-й клетки, °С	779	789	766	779
Температура полосы в 5-й клетки, °С	1004	1012	1007	1009
Скорость заправки, м/мин	195	212	135,5	152,5

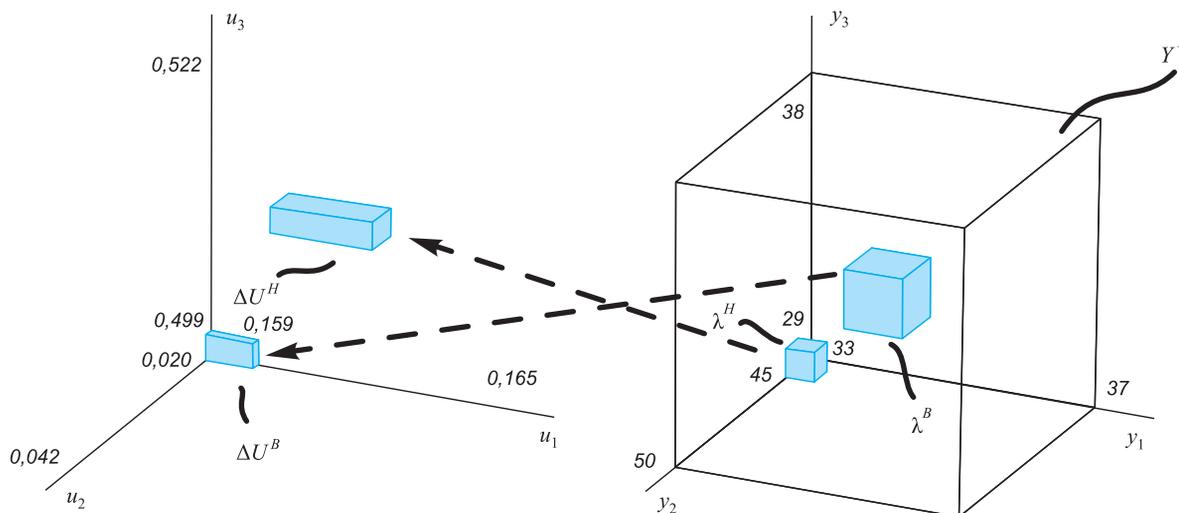


Рис. 3. Соответствие между заданными подпространствами качества и определенными технологическими подпространствами

пространство качества с координатами:  $y_1$  – предел прочности,  $y_2$  – предел текучести и  $y_3$  – относительное удлинение; слева показано технологическое пространство.

**Выводы.** В статье приведено краткое описание методологии определения оптимальной технологии сложного производства по измерениям технологических факторов и показателей качества, получаемых при реализации штатного технологического процесса. Методология реализована в виде автоматической системы, подключаемой к базе данных, в которую поступают результаты мониторинга процесса и качества продукции процесса. Система будет осуществлять подстройку технологии для получения продукции заданного качества. Приведены примеры, иллюстрирующие результаты определения технологии.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов Л.А. Введение в САПР производства проката. – М.: Металлургия, 1991. – 112 с.
2. Кузнецов Л.А. // Проблемы управления. 2007. № 3. С. 47 – 53.
3. Кузнецов Л.А. // Системы управления и информационные технологии. 2007. № 4. С. 64 – 69.
4. Стратонович Р.Л. Теория информации. – М.: Сов. радио, 1975. – 424 с.
5. Кузнецов Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1989. № 3. С. 82 – 85.
6. Kuznetsov L.A. The Entropy and Information Application to Identify Fuzzy Sets // Proc. of the Inter. ICSC Symposium on Fuzzy Logic. May 26 – 27, 1995. Zurich. P. A109 – 111.

© 2012 г. Кузнецов Л.А., Кондауров А.С.  
Поступила 25 декабря 2010 г.

**В.Г. Хижняк, М.В. Аршук**

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»

## ДИФФУЗИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ С УЧАСТИЕМ ХРОМА И АЛЮМИНИЯ НА СТАЛИ 12Х18Н10Т С БАРЬЕРНЫМ СЛОЕМ НИТРИДА ТИТАНА

Как способ химико-термической обработки определенный интерес представляет процесс хромоалитирования, используемый преимущественно для повышения жаро-и эрозионной стойкости сталей [1, 2]. Можно считать вполне возможным формирование на стали 12Х18Н10Т комплексного покрытия с барьерным и защитными слоями путем сочетания метода физического осаждения из газовой фазы нитрида титана TiN с последующим диффузионным хромоалитированием.

На первом этапе на установке ВУ1Б на поверхность образцов наносили слой нитрида титана TiN методом физического осаждения. Затем образцы, покрытые TiN, хромоалитировали при температуре 1050 °С в течение 3 ч в порошковых смесях в контейнере с плавким затвором в условиях пониженного давления. В качестве исходных реагентов использовали смесь порошков следующего состава: 46 % Cr +10 % Al +4 % NH<sub>4</sub>Cl +40 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Полученные таким образом покрытия были изучены с помощью рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального, микроструктурного, дюрOMETрического методов исследования.

Рентгеноструктурным анализом установлено, что после хромоалитирования исходной стали 12Х18Н10Т и стали с покрытием TiN на поверхности образцов обра-

зуются многокомпонентные покрытия с участием оксида алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, интерметаллидных упорядоченных соединений со структурой CsCl – Al(Fe, Cr), Al(Fe, Ni), нитрида титана и твердого раствора Fe<sub>α</sub>(Al, Cr, Ni) (см. таблицу).

Микрорентгеноспектральным анализом установлен характер распределения насыщающих элементов и элементов основы в полученных покрытиях. Барьерный слой TiN положительно влияет на распределение в покрытии железа, хрома, титана и алюминия. По сравнению с обычным хромоалитированием концентрация железа в покрытиях с TiN в зоне интерметаллидов Al(Fe, Cr), Al(Fe, Ni) уменьшается почти в 1,5 раза, хрома увеличивается почти в 2 раза.

Металлографическим анализом установлено, что слои Al(Fe, Cr), Al(Fe, Ni) после легкого травления реактивом Марбля имеют почти одинаковый серый или светло-серый цвет (см. рисунок).

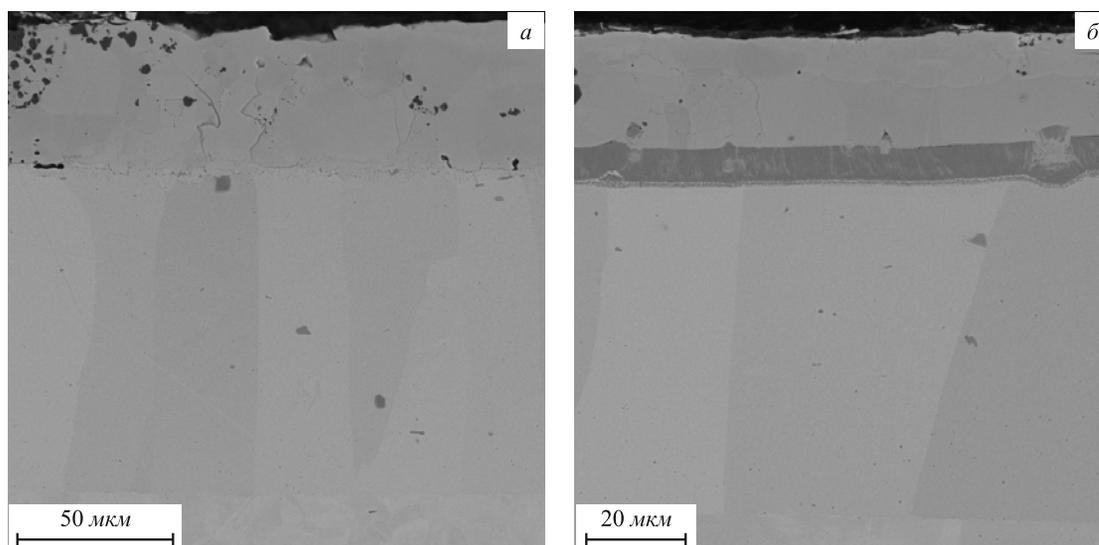
Форма и цвет зерен дают возможность определить границу слоев Al(Fe, Cr) Al(Fe, Ni), которая оказалась слабо развитой, практически прямой линией, параллельной фронту диффузии.

В работе показана возможность получения на стали 12Х18Н10Т с предварительно нанесенным слоем нитрида титана TiN комплексных многослойных по-

**Фазовый состав и свойства покрытий на стали 12Х18Н10Т**

Вид обработки; <i>t</i> , °С; <i>τ</i> , ч	Фазовый состав поверхности	Химический состав, % (по массе)					Параметр кристаллической решетки, нм	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, ГПа
		Al	Cr	Ti	Ni	Fe			
TiN (PVD)	TiN	–	–	–	–	–	<i>a</i> = 0,4249	4,5 – 5,5	21,0
	Fe <sub>γ</sub>	–	18,0	0,7	10,0	71,3	<i>a</i> = 0,3587	основа	1,5 – 1,8
Хромоалитирование*; 1050; 3	Al(Fe, Cr)	18,3	29,8	4,3	2,6	42,1	<i>a</i> = 0,2901	25,0	5,8 – 6,2
	Al(Fe, Ni)	21,8	17,8	2,4	10,1	47,2	<i>a</i> = 0,2897	27,0	5,6 – 5,2
	Fe <sub>α</sub> (Al, Cr, Ni)	8,3	21,8	–	6,9	60,8	<i>a</i> = 0,2931	110,5	4,6 – 2,0
Хромоалитирование* стали 12Х18Н10Т с слоем TiN; 1050; 3	Al(Fe, Cr)	14,5	53,1	0,2	3,6	28,6	<i>a</i> = 0,2914	5,0	5,0 – 5,8
	Al(Fe, Ni)	25,6	13,7	0,8	31,2	29,4	<i>a</i> = 0,2916	10,0	6,2 – 6,8
	TiN	3,6	1,1	69,5	3,2	5,2	<i>a</i> = 0,4244	5,5 – 6,5	20,5
	Fe <sub>α</sub> (Al, Cr, Ni)	4,1	19,7	1,2	7,3	66,4	<i>a</i> = 0,2933	62,5	4,2 – 2,0

\* На поверхности присутствует оксид алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: *a* = 0,4745 нм; *c* = 1,2998 нм.



Микроструктуры стали 12X18H10T после хромоалитирования (а) и хромоалитирования с барьерным слоем нитрида титана (б). Травление реактивом «Марбля», электронное изображение.

крытий. Установлены барьерные свойства слоя TiN, который при следующем диффузионном хромоалитировании тормозит диффузное проникновение хрома и алюминия в основу, а железа и титана основы в покрытие.

Можно считать, что полученные в работе покрытия по своему составу, структуре, свойствам могут быть использованы в качестве защитных на стали 12X18H10T.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Похмурский В.И., Далисов В.Б., Голубец В.М. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий. – К.: Наукова думка, 1980. – 188 с.
2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Справ. / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.

© 2012 г. В.Г. Хижняк, М.В. Аришук  
Поступила 27 декабря 2011 г.

*M. Erdelen-Pepler<sup>1</sup>, H.-G. Hillenbrand<sup>2</sup>, C. Kalwa<sup>2</sup>, G. Knauf<sup>1</sup>*

<sup>1</sup> Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, Ehinger Straße 200  
47259 Duisburg, Germany

<sup>2</sup> EUROPIPE, Mülheim an der Ruhr, Germany Pilgerstr. 2  
45473 Mülheim, Germany

## INVESTIGATIONS ON THE APPLICABILITY OF CRACK ARREST PREDICTIONS FOR HIGH STRENGTH LINEPIPE AT LOW TEMPERATURES

### Abstract

Fracture propagation in gas transmission pipelines is a major concern for the operation of high pressure lines. Therefore, the resistance against propagating fractures is one of the main requirements for these pipes. To date, ductile fracture resistance is commonly measured with Charpy impact tests and the most widely applied concept to predict pipe behaviour is the Battelle Two Curve (BTC) method which was developed in the 1980's on basis of the material available at that time. Limitations of this methodology have been shown in the last decade, especially on grades exceeding X80, for which it was not possible to yield reliable predictions. Recent full scale tests on X80 for arctic conditions underlined this once again.

Alternative testing methods as well as refined concepts to predict structural behaviour have been investigated by researchers around the world. Nevertheless, there is no clear indication as to which modification of either testing methods or concepts may solve the problem. Within this paper, a review of the state of the art is given and the most promising alternatives are highlighted. Based on this, a thorough assessment of the results of a fracture propagation test on grade X80 is conducted. Calculations with BTC for the test set-up with air pressurisation at a temperature of  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$  lead to a Charpy impact requirement below 250 J. The test itself revealed that pipes with CVN energy above 300 J could not arrest the propagating fracture. On the other hand, the energy measured in BDWT tests showed a better correlation to the arrest properties of the pipes. Different specimen preparation methods in terms of notch insertion were compared to identify the most suitably set-up to correlate with full scale test results.

### Introduction

Fracture propagation in gas transmission pipelines is a major concern for the operators of high pressure gas pipelines. The phenomenon of a propagating fracture is marked by a complex interaction between the pipe and the escaping gas. Moreover, it is an extremely fast process.

Ductile fracture resistance is commonly measured with Charpy impact tests. The impact energy measured is trans-

ferred to the pipe fracture resistance by semi-empirical correlations. Originally, these formulae were calibrated on lower strength lower toughness steels with impact energies below 100 J where laboratory test results were correlated to the results of full scale fracture propagation tests.

The most commonly used model is the Battelle Two Curve (BTC) model proposed by Eiber, Bubenik and Maxey [1] that is considered to yield reliable predictions when applied to material with properties close to those used for the calibration of the model. The approach deals with gas decompression and crack propagation resistance as uncoupled processes that are both dependant on the fracture propagation velocity.

At the time of the calibration of the BTC model, and with the material properties that were basis for this calibration, the prediction worked well. As development proceeded and both strength and toughness increased, pipes with toughness above the calculated arrest toughness did not actually arrest the propagating fracture. Test results of pipes of grade X80 and above are depicted in Figure 1. If the model worked for these grades, the 1:1 line should separate arrest (solid symbols) and propagation (open symbols). It is clearly evident that this is not the case. Therefore, correction factors have been proposed to overcome these limits for grade X 80.

In contrast, a valid solution could not be verified for grade X100. The solution seemed to be given applying a correction factor of 1,7. Then, a test series conducted within an EC- funded project lead to propagation in pipes with Charpy-V energy far in excess of this level [2].

Recent full scale fracture tests on X80 for arctic conditions have once again shown the limitations of the methodology when applied outside the verified boundary conditions even though the correction factor for X80 had been applied [3]. The authors observed a reduced deformation in terms of wall thinning adjacent to the crack path in combination with separations on the fracture surface in those pipes that did not successfully arrest the crack.

Several potential factors causing the non-arrestability of high strength pipes have been identified and discussed without having found a final explanation, let alone solution, to date:

- Reduced deformability/ductility (high  $Y/T$  ratio, little strain hardening);

**Actual Charpy-V energy Vs. Predicted by Battelle Two Curve Approach**  
 [CSM X80 Database 8 tests: grade  $\geq$  X80, OD = 42 – 56", thick = 12,5 – 26 mm,  
 P = 93,5 – 16 bar, Hoop stress = 355 – 445 MPa, air and natural gas]

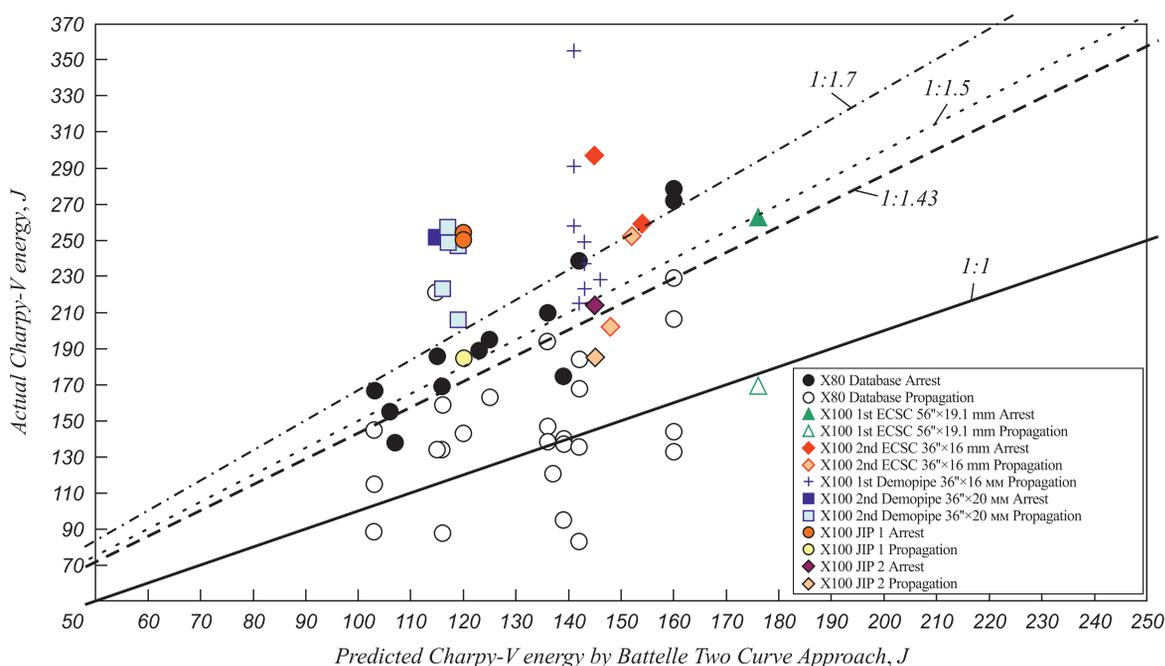


Figure 1. Actual versus predicted Charpy-V energy by BTC model for high grade steel (after Demofonti et al., [2])

- Shift of proportion of crack initiation and crack propagation towards relatively higher initiation;
- Issue of significance of separations and other formations on the fracture surfaces of both laboratory and full scale test specimens;
- Problems with meaningful laboratory specimens; limitations of Charpy impact test for high strength high toughness steel (specimens commonly do not break when impact energies exceed around 200 – 250 J; Charpy impact test does not discriminate between initiation and propagation energy).

To overcome this situation, considerable amount of research was directed towards alternative test methods to measure the resistance against a propagating fracture in a laboratory scale and refining existing methods.

### Alternative testing methods

#### Instrumented BDWT test

As an alternative to insert Charpy-V energy in the BTC model, the model was calibrated against DWTT energy. Instrumented DWT tests have the advantage of a longer ligament, the full wall thickness and discrimination between initiation and propagation energy. A certain drawback is given by uncertainty of measurement that is to some extent governed by different testing and evaluating methods that are used for this non-standardised test in different laboratories.

The first attempts were made by substituting Charpy-V energy by total DWTT energy. With high grade high toughness steels, the problem of decreasing percentages of propagation energy in relation to total energy was not resolved. Therefore different attempts were made experimentally to deplete the initiation energy. Back-slotted [4], pre-cracked [5] and brittle notch specimens [6] were thoroughly investigated. A real break-through was not achieved, although certain improvements were visible. Authors of [7] stated that using DWTT energy there was no need for correction as the grade increased. Other investigations showed a good description of full scale fracture resistance by DWTT propagation energy [8]. On the other hand, it has been demonstrated that the DWTT energy can give a good indication of fracture resistance but the differences between the energy in arrest and propagation condition in very 2 high strength steel can be that minimal that they may be within the scatter band of production test results [2].

#### CTOA

CTOA as a parameter to describe the resistance against a propagating fracture has been discussed since the '80s [9]. First applications have been made in the aerospace industry on aluminium sheets. Here, it has been observed that the CTOA at initiation is usually high but after a very short length of crack extension remains stable at a lower level (Figure 2, [10]).

Unfortunately, the CTOA depends on the ligament length. An increasing ligament leads to a decreasing CTOA. Effectively, this means that a transferability criterion has to

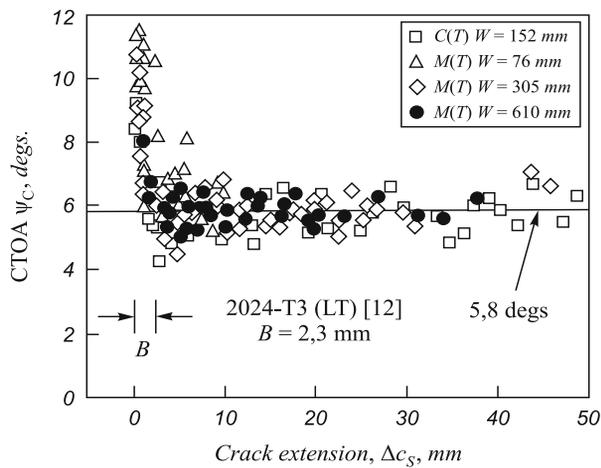


Figure 2. CTOA measurements in aluminium sheet specimens (after Newman et al. [5])

be found to relate the value measured on laboratory specimens to a propagating ductile fracture in a pipe.

Experimentally, different techniques have been investigated to measure the CTOA of a pipe section.

The **Two Specimen CTOA** method proposed by Demofonti et al. [11] is based on testing two sets of DWTT specimens having different ligament lengths. The difference in consumed energy of the two specimens is assumed to be the propagation energy of a crack of the length equal to the difference between the two ligament lengths. The critical CTOA is calculated utilising the total energy measured in the test. The procedure has been successfully applied to lower strength low toughness pipes [12] but has some limitations in high strength high toughness steels (Charpy energy > 200 J). It has been modified trying to eliminate the increasing portion of initiation energy by testing pre-cracked, back-slotted and Chevron notched specimens (e.g. [13]). Some success has been demonstrated with these modifications in high strength steels [14]. However recent work has shown that a large uncertainty remains depending on the applied parameters in the calculation of CTOA (in the example between  $3,1^\circ$  and  $11,6^\circ$ ) [15].

The **Single Specimen** method uses results of SEB tests to determine the CTOA [16]. As for the Two Specimen method, uncertainties in calculation result from the use of different factors for rotation of plastic hinge, geometric constant and dynamic flow stress. To overcome certain problems, the **Simplified Single Specimen** method was developed that does not require the use of the dynamic flow stress, that cannot be directly determined, instead it is an estimated value [17].

Alternatives to testing DWTT specimens have been investigated e.g. modified double cantilever beam specimens that were proposed by several authors [18, 19]. The specimen design has some advantages as having a long ligament and not requiring flattening whereas the test set-up is sophisticated in comparison to the DWTT set-up. The deformation at the crack tip is measured with digital and video

cameras that need to have a high resolution. Prior to testing, the specimen has to be pre-cracked. The authors of [19] state that they found a large variation in measured CTOA values due to irregular crack edges and difficult crack tip identification. They conclude that more research work is necessary to apply this method to improve the results.

The methods for single specimen CTOA estimation need a sensitive instrumentation and detailed analysis to derive the CTOA value, thus difficulties are to be expected when conducting these tests as production tests. Furthermore, the comparison between laboratory and full scale tests indicate larger deviations in high strength steel. Effectively, this means that exactly the problem of high strength steels is not better solved with this approach [20]. In the end, empirical correlations may still be needed to apply this approach.

### Instrumented Charpy impact test

Leis [21] demonstrated an improvement of the prediction of the BTC model for modern high strength steels using the results of Charpy impact tests with a correction factor (Figure 3). To derive this correction factor, results of instrumented impact tests to distinguish between initiation and propagation energy were investigated.

### Refinement of methods

The greatest effort was made to refine the BTC model that deals with fracture resistance and driving force as uncoupled processes and yields reliable predictions for low grade steels. Most authors worked with correction factors to calibrate the model against the deviating predictions.

### CSM adaptation of BTC model (BTC-CSM)

CSM proposed a correction factor of 1,7 for pipes of grade X100 [22]. The factor is purely empirical comparing

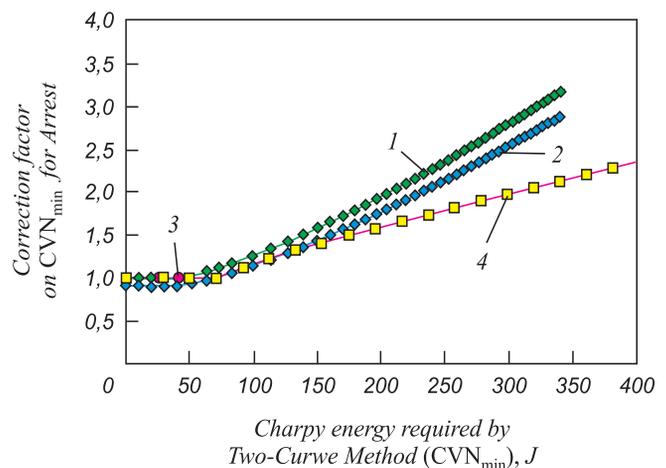


Figure 3. Different correction factors developed on the Charpy energy for ductile fracture arrest with the TCM:

- 1 – Wilkovski 1977 equation for X70 and lower-grade steels;
- 2 – Wilkovski equations with statistical correction from full-scale tests for X70 and lower-grade steels;
- 3 – Feameough 1977 data; 4 – Leis 2000 equation

predicted CVN arrest toughness to actual arrest toughness observed in a number of full scale tests. At the time being, the factor seemed suitable whereas later it turned out that even this high correction factor lead to non-conservative arrest predictions.

#### **Leis adaptation of BTC model (BTC-LEIS)**

By separating the contribution of initiation and propagation energy of Charpy impact tests, Leis [23] derived a formula to calculate the required Charpy-V energy for steels with more than 100 J impact energy that is given by:

$$CVN_{BTC-LEIS} = CVN_{BTC} + 0,002CVN_{BTC}^{2,04} - 21,18, \quad (1)$$

the effect of the equation is to increase the required toughness as the values calculated with the original BTC model increase. The author reported improvements in prediction in comparison to the original model.

#### **Wilkowski adaptation of BTC model (BTC-WILK)**

Based on instrumented DWT and Charpy-V tests, Wilkowski [24] reported a formula similar to Leis in that the originally calculated BTC arrest energy is corrected if the energy is above a certain level.

$$BTC_{WILK} = 0,056(0,1018CVN_{BTC} + 10,29)^{2,597} - 16,8. \quad (2)$$

The correlating results of instrumented, modified DWT that minimise the initiation energy and Charpy-V impact tests, the contribution of the both energy terms in the impact tests was estimated.

#### **High strength linepipe (HLP) committee model**

The high strength linepipe (HLP) committee in Japan [25] developed a simulation model that is a dynamic variant of the BTC method that is able to calculate the length of the propagating fracture. The method is reported to give good predictions up to grade X80. An additional feature of this method is the substitution of Charpy-V energy by pre-cracked DWTT energy. A reevaluation of fracture propagation test results of high strength steels (mostly X100 and above) showed some improvement in predictions, particularly in terms of fracture speed (Figure 4). On the other hand, the arrest energy was not predicted correctly, as was the case with the original BTC model.

#### **Sumitomo model**

Based on the investigation of uncertainties of key variables which influence the predictions of the HLP model, new equations for the crack velocity curve were developed [26]. With this adjustment further improvement of the prediction of crack velocity was achieved. After reevaluation of results of X100 tests, a number of by then not correctly predicted propagation results became explainable.

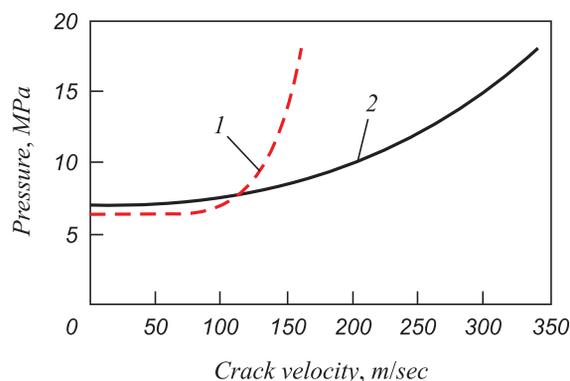


Figure 4. Comparison of crack velocity curves predicted by Battelle and HLP equation (after Makino et al. [25]). Predicted crack velocity for the 2nd ECSC Test's initiation pipe. Experimentally measured maximum crack velocity is abt. 310 m/sec:  
1 – Battelle (Eq. 1); 2 – HLP (Eq. 5)

The authors concluded that intrinsic crack arrest could be achievable in X100 after having found explanations for unexpected propagation with their model.

#### **Further thoughts**

Leis posed the question whether toughness in traditional terms is the correct parameter to discriminate between pipes that have the capability to arrest and pipes that haven't [27]. Instead, by analogy to fracture initiation, it can be assumed that beyond a certain toughness level the failure becomes flow-stress controlled. If this were the case, fracture would be a propagating tensile instability rather than a running fracture. In consequence, totally different test methods might be required to describe the properties. It will be interesting to see in the future if research can confirm these ideas.

#### **Experimental activities**

Further in-house investigations were conducted on the pipe material similar to that utilised for the full scale fracture propagation tests reported in reference [3]. Different types of material in terms of susceptibility to formation of separations were investigated; they are consecutively numbered as 1, 2 and 3.

As instrumented BDWT tests may provide a viable alternative to Charpy impact tests while having some specific problems concerning the interpretation of the energy term, intensive investigations have been undertaken to give a better understanding of the test. For this purpose, the instrumented test rig was equipped with a laser system to measure the position of the hammer continuously throughout test and a high speed video system monitor the crack and specimen deflection.

In order to optimise crack initiation, the specimens were notched with pressed and Chevron as well as pre-cracked notches. Temperature transition curves were recorded with BDWT as well as Charpy impact tests.

Initially, both Charpy and BDWT tests were conducted and assessed in the “traditional” method. In addition to this, lateral expansion and separation index were determined for each specimen.

Charpy impact tests were conducted according to ASTM (Figure 5, *bottom*) and ISO (Figure 5, *top*) using an impact tester with 600 J energy. The closed symbols represent unbroken specimens while the open symbols represent broken specimens. The first, and most obvious, observation is that most specimens remained unbroken down to temperatures of  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Even at energy levels of 150 J (see Figure 5, *top*, *triangles*) it was not possible to separate the specimens of at least one material. On the other hand, in ASTM tests, there are two broken specimens marked with arrows in Figure 5, *top*, that did break and, while doing so, showed distinctly lower energy values than the unbroken specimens tested at the same temperature. The difference of the energy values recorded testing the non-broken specimens and the broken specimens reaches a factor of up to 1.7. This observation does not hold true for material high, in which the majority of specimens broke in ASTM testing and where the difference between the energy values of broken and unbroken specimens is not as expressed as described before. As a general rule, and as was expected ASTM tests yielded higher energy values in the upper shelf region. Looking at the diagrams, one can receive the impression of looking at transition regions of tested material in the temperature range shown. In reality, down to temperatures of  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ , the either did either not break at all or showed 100 % shear area. The first evidence of brittle fracture was visible at  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  for all materials in ISO tests and at  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  in ASTM tests of material high and  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  in the other materials with the exception of 2 outliers at  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

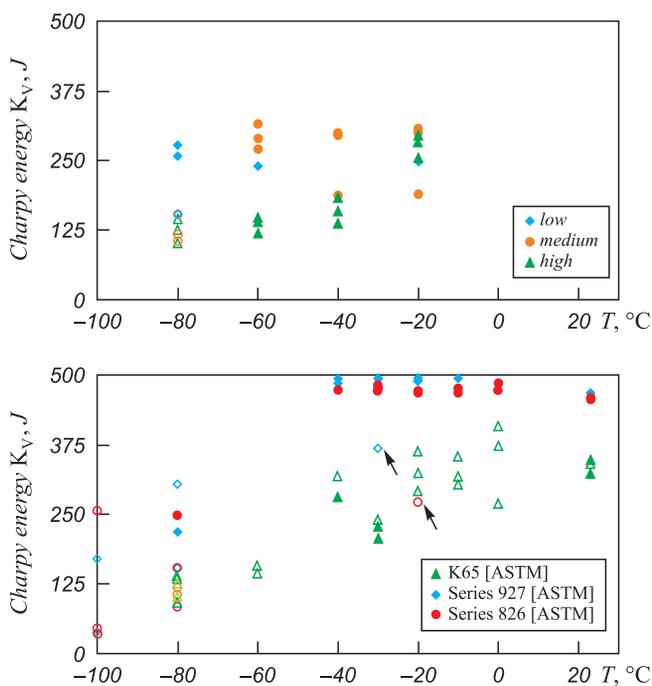


Figure 5. Results of Charpy impact tests

The evaluation of lateral expansion and separation index was not possible for most of the specimen. Nevertheless, by inspecting the fracture surfaces, separations were evident to a varying degree in most specimens.

Standard BDWT tests with pressed notch specimens were conducted and the fracture surfaces evaluated according to API5L (Figure 6). As expected in comparison to Charpy impact test, as an effect of the larger specimen size of BDWT resulting in a higher constraint, the transition curve is somewhat shifted to higher temperatures. The differences between the three materials is less expressed than in the Charpy impact tests, although both medium and high separation material show slightly lower shear areas at the same temperature. The low separation material could fulfil typical requirements down to  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  whereas the other materials would qualify only above  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Concerning the energy consumed in the course of the test, no significant difference was observable between the materials. The values ranged within a scatter band without showing any relevant trends. The three notch preparation methods, namely pressed, Chevron and pre-cracked, were expected to influence the crack initiation. Pressed notch is the commonly used standard notch that is inserted by pressing a relatively blunt notch into the specimen. This procedure results in plastification just ahead of the notch that can produce a higher resistance against crack initiation especially in high strength steels. To account for this, it is allowed to use Chevron notches to ease crack initiation. To enhance this effect, but used only for research purpose and not foreseen in codes and standards, a fatigue pre-crack can be inserted in the BDWTT specimen. If care is taken not to plastify the material ahead of the crack tip, this procedure will produce an infinitely sharp notch resulting in a minimum resistance against crack initiation. In theory, the crack propagation phase in terms of both fracture surface and consumed energy should not be influenced noticeably by the type of notch. If this assumption is true, the initiation energy as well as the total energy could decrease in specimens containing Chevron and fatigue notches whereas propagation energy should remain constant.

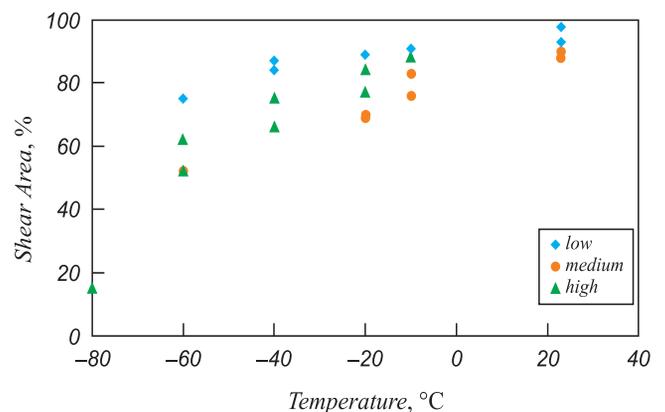


Figure 6. Results of pressed notch BDWT tests

By means of example, test results of low separation material are shown above (Figure 7). In contrast to theory, the Chevron notch yields the lowest energy in both initiation and propagation phase. While this effect is more pronounced in the initiation phase, it seems from these tests that the propagation phase is influenced by the notch type, too. On the other hand, with the exception of the medium material, the fracture surface is not influenced by the notch type at all.

Concerning possible correlations between separations and energy consumed or deformability of the specimens, no clear tendency was observed. Separations occurred in the upper region of the transition regime when shear areas were above 75%. The materials expected to show medium and high separation indices did exhibit distinctive separations on the fracture surface whereas the other material was almost free of separations. Whereas the actual separation index of the high and medium material was relatively similar within a common scatter band, the appearance of the surfaces did differ to some extent. The separation in the high material had a somewhat sharper angle to the outer surface. Despite the described differences, there seemed no clear correlation neither lateral expansion, that remained totally untouched by the formation of separations and was influenced only by the shear areas, nor the consumed energy itself.

In order to facilitate a deeper understanding of the evolution of a crack in the BDWT test, further equipment was installed on the drop weight tower. A laser system was used to measure the position of the hammer at any time during

the test. This is important information as the velocity of the hammer is needed to calculate the consumed energy. Commonly, and without measuring the actual speed, this is achieved by recording a force versus time graph and calculating with the following equation:

$$\Delta E_0 = E_a \left( 1 - \frac{E_a}{4E_0} \right) = \bar{v} \int_0^{\tau} P(t) dt, \quad (3)$$

where the velocity is approximated by:

$$\bar{v} = \frac{1}{2} (v_0 + v_f) = v_0 \left( 1 - \frac{E_a}{4E_0} \right). \quad (4)$$

The energy values calculated with equation (1) and the actual velocity deviate by less than 1%. As this was validated in a number of tests, the approximated equation was used for the calculations thereafter.

Normally, without deeper knowledge of the exact point of fracture initiation, the pragmatic approach is to suppose that the crack initiates at the point of maximum force and the specimen is broken when the signal equals zero. The area prior to maximum represents the initiation energy, the other the propagation energy. When correlating the propagation energy to the shear area on the fracture surface, a large scatter is often found. A potential force for this scatter is the discrepancy between the portion of the fracture surface considered for the evaluation of shear area and the portion of the force versus time graph that does not coincide as described above. It may be expected to minimise the scatter by calculating the propagation energy belonging to that portion of the specimen on which the fracture surface is actually evaluated. The video images can be of help by identifying the start and stop time in the graph.

Figure 8 shows a force versus time graph and the corresponding frames recorded by the video system at the equivalent time. The images show clearly that a single stable crack develops later than the curve reaches its maximum. The first signs of crack initiation appear in the region marked in orange on the plot. The corresponding image is shown on the left. The image on the right shows the first signs of a stable crack developing and corresponds to the beginning of the linear portion of the graph. Another important finding is related to the end of the linear part of the graph: as can be seen in the digital images, the specimen is by far not broken at that time. As a matter of fact, approximately one third of the specimen width remains untouched at that time. On the other hand, the specimen deflects strongly from that point onwards. This leads to an undefined stress-state in which the supports, the friction and hammer have a strong influence on the consumed energy as opposed to the crack being the only energy consumer. Therefore, this portion of the force versus time graph should not be considered when calculating the propagation energy.

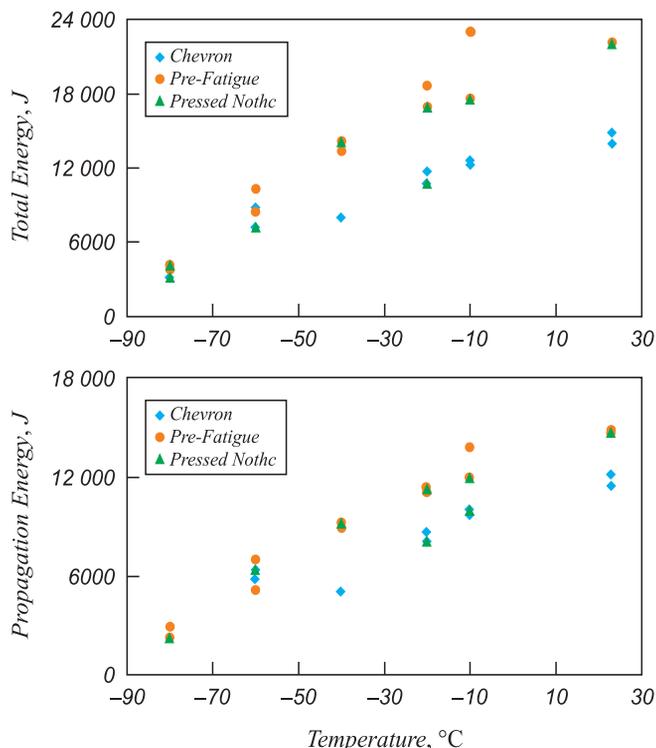


Figure 7. Comparison of BDWT tests of pressed, Chevron and fatigue notched

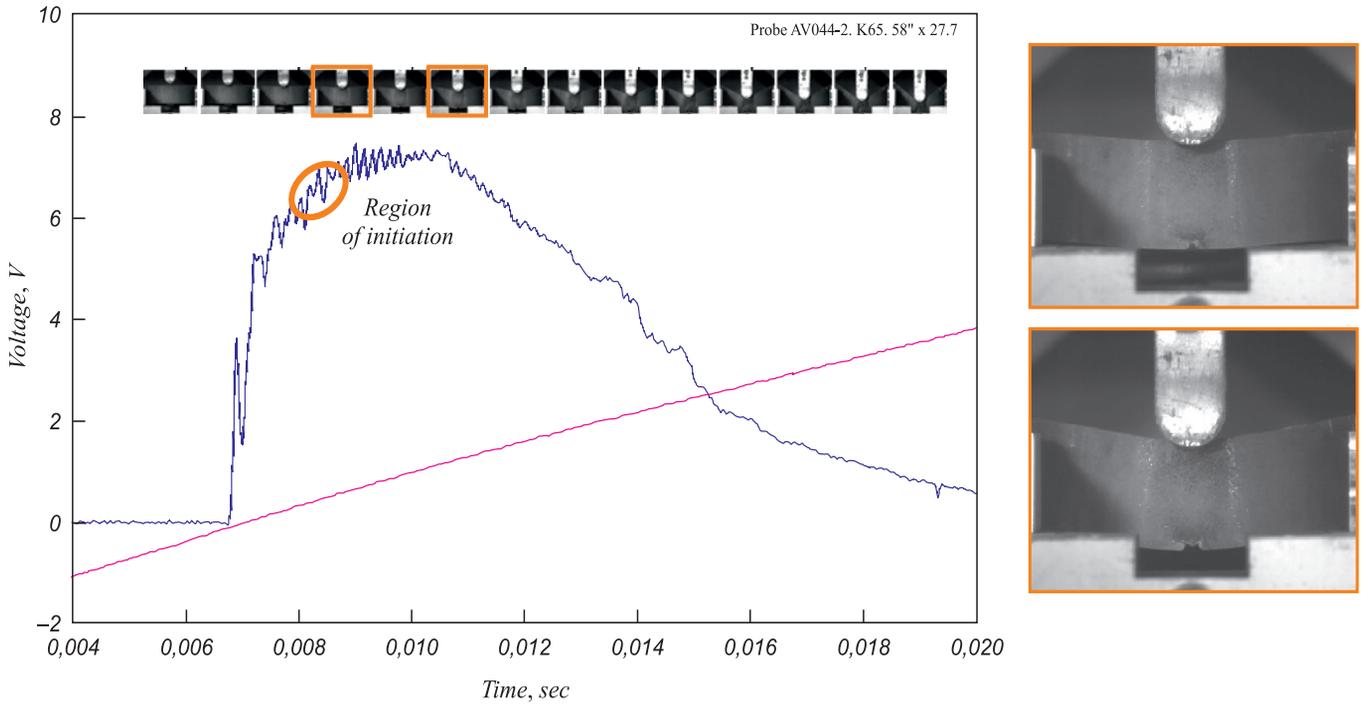


Figure 8. Pressure versus time graph and synchronised images of the crack developing in the specimen

The force versus time graphs of the three tested materials were reassessed according to the method described above. As could be expected, lower propagation energies were calculated now. On the other hand, the specific energy was found to be both higher and lower than the specific energy calculated by the “traditional” method, depending on the curve of each BDWT test. The test series completed to date do not allow for a statistical firm conclusion on the scatter, for the time being. It will be interesting to study this point in future work. Figure 9 shows the calculated energy as a function of the shear area. In this graph, it seems as if the energy in the high separation specimens marks the lower bound compared to the other materials.

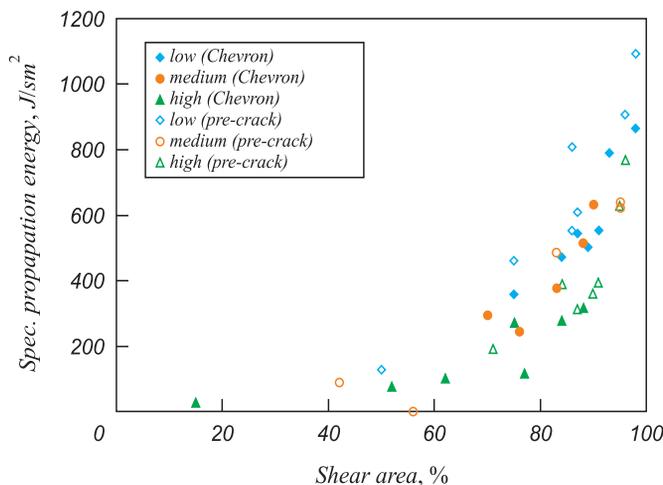


Figure 9. Propagation energy calculated from steady-state portion within BDWT test

### Correlation to full scale test result

As mentioned above, the material investigated within this paper was tested within full scale fracture propagation tests. The pipes were of grade K65 with an outer diameter of 56” and a wall thickness of 27,7 mm. The test section was pressured with air at 150 bar and the test was conducted at  $-10^{\circ}\text{C}$ .

On basis of the BTC method, an arrest toughness of around 150 J was calculated. Knowing that the original BTC model underestimates the required arrest toughness, a correction factor of 1,43 should be applied, thus leading to a required toughness of around 200 J. As can be seen in Figure 10, with the exception of one pipe, each pipe involved

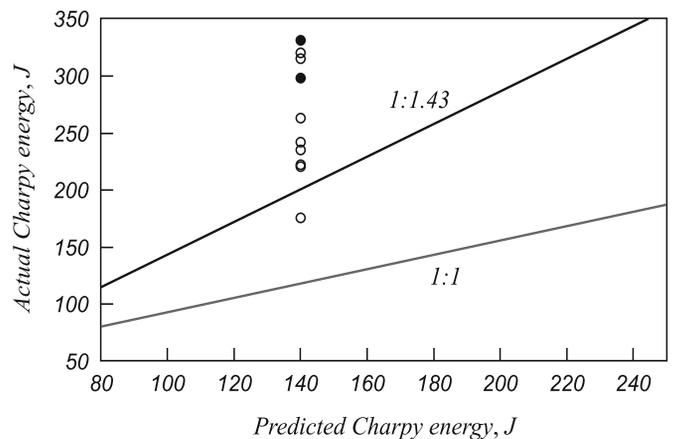


Figure 10. Actual Charpy energy vs. energy predicted by BTC method:  $\circ$  – propagation;  $\bullet$  – arrest

in the test should have arrested the propagating fracture. In reality, most pipes were propagation pipes, except for two arrest pipes. These had Charpy-V impact energies of more than 300 J. On the other hand, two propagation pipes had impact energies of 310 J.

This result shows that an unambiguous prediction is not possible on basis of BTC, even applying the recommended correction factor. Clearly, due to the relatively high pressure, the required Charpy-V energy is very high (compared to the original levels of below 100 J) and the question concerning the significance and applicability of such high impact energy must be posed.

On the other hand, the total DWTT energies seem to allow discrimination between arrest and propagation pipes (Figure 11). Interestingly, these seven pipes lie within a very close scatter band concerning the Charpy-V impact energies whereas the DWTT energies do vary around 50 %. The test result implies that pipes with specific total energy of around 800 J/cm<sup>2</sup> cannot arrest the propagating fracture whereas pipes with DWTT energy of more than 1000 J/cm<sup>2</sup> can arrest the fracture in the above test conditions. Obviously, this is a purely empirical observation valid solely for the underlying test conditions. Nevertheless, it gives an indication that DWTT results are better suited to describe fracture resistance of high strength steels.

### Summary and conclusions

Moving outside the database of full scale fracture propagation tests against which the empirical or semi-empirical models were calibrated increases the probability of receiving non-conservative predictions. It was recognised that this is the case especially for high strength (grade X80 and above) steels.

Intensive investigations have been conducted to understand the background and overcome the problem. Within this scope, other test methodologies were subject of investigation and existing models were refined. To date, these efforts did not produce new solutions that solve the problem.

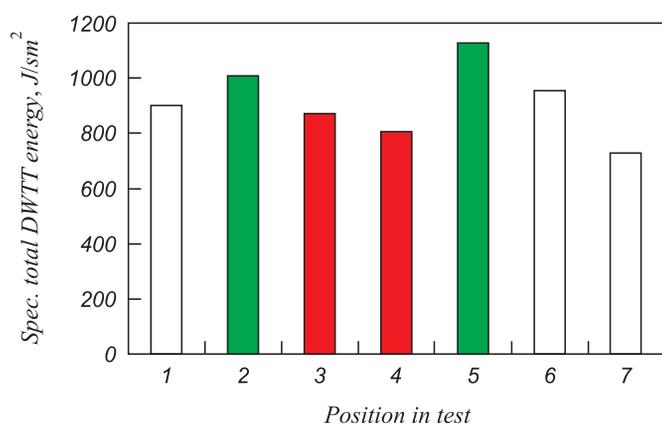


Figure 11. Specific DWTT total energy of pipes tested in a fracture propagation test:  
 □ – not involved; ■ – propagation; ■ – arrest

A promising alternative candidate to the Charpy-V impact test to determine the material resistance against propagating ductile fracture seems to be the DWT test that combines some advantages of the impact energy (e.g. suitability for production testing) with properties that can help to overcome the limits of the impact test (ligament size, full wall thickness and discrimination between initiation and propagation energy). Material of grade K65 tested in full scale fracture propagation tests was investigated in this context. Publications concerning these tests implied that an interrelation between the formation of separations and non-arrestability of pipes had been found. Therefore, lab tests conducted within this presenting work were aimed at identifying possible evidence for reduced toughness or deformability of material showing separations. The findings may be summarised as follows:

- A noticeable trend towards specimen not breaking in Charpy tests was found. The difference in consumed energy between broken and unbroken specimens was expressed at higher temperatures whereas moving towards lower temperatures, the values converged;
- Moving towards low temperatures in Charpy impact tests reduced the energy consumed while not breaking specimens down to -80 °C;
- ASTM tests yielded even higher impact energies of almost 500 J. It is highly questionable if these high numbers have any significance at all;
- BDWT energy discriminated better between arrest and non arrest pipes;
- Chevron and fatigue notch specimens could not decrease crack initiation resistance, on basis of this test series no benefit of these more labour- and cost intensive notch preparation methods was identified;
- There was no clear correlation between fracture surface in terms of separations in lab tests and the arrestability of pipes in full scale tests. In particular, the consumed energy in BDWT and the lateral expansion scattered at comparable separation indices;
- The steady-state portion of the force versus time graph should be taken when calculating the propagation energy. To come to comparable results, it is either necessary to monitor this condition exactly or a common procedure should be developed to ensure comparable evaluation independent of the operator of the tests.

On basis of these findings, the question of suitability of Charpy impact tests to predict fracture arrest in high strength material is underlined strongly once again. Further work will be dedicated towards BDWT tests as a promising alternative is seen there. The drawback for the time being lies in the fact that instrumented tests are currently not standardised and the optimum evaluation of propagation energy requires either further instrumentation or a fixed procedure. The latter can be difficult in some cases of doubt where a steady-state portion cannot be easily identified on the graph

itself. In addition to testing, a strong emphasis will also be laid on FE modelling that can be of valuable assistance in understanding the tests. First results will be published shortly [28]. Additionally, the dynamic crack resistance will be evaluated by means of BDWT tests and deflection measurement. This is expected to provide further information that will help to reliably predict crack arrest in high strength in future.

#### REFERENCES

1. Eiber R.J., Bubenik T.A., Maxey W.A. 1993. Battelle Columbus.
2. Demofonti G., Mannucci G. Roovers P. 3R International, Special Edition. 1. 2008.
3. Pyshmintsev I.Y, et al. Pipeline Technology Conference, Ostend, 2009, paper Ostend. 2009-078.
4. Pussegoda L. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada, 2006. Paper IPC06-10231.
5. Wilkowski G. American Gas Association / European pipeline Research Group Seminar IV, 1981.
6. Wilkowski G. and Eiber R. ASM. ISBN 0-87170-027-1. 1978. P. 201 – 226.
7. Wilkowski G., Rudland D., Xu H. and Sanderson N. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006, Calgary, Alberta, Canada, 2006, paper IPC06-10350.
8. Wilkowski G. et al.: Recent Development On Determining Steady-State Dynamic Ductile Fracture Toughness from Impact Tests. Proceedings of 3rd International Pipeline Technology Conference, Brugge, Belgium. May 21 – 24, 2000. V. 1, 2000. P. 359 – 386.
9. Kanninen M.F. Joint final report by SwRI, CSM and Snam to the PRC, 1991.
10. Newman J.C. Jr., James M.A. and Zerbst U. Eng. Fracture Mechanics, 70. 2003. P. 371 – 385.
11. Demofonti G., Buzzichelli G., Venzi S. and Kanninen M. 2nd International Pipeline Technology Conference. V. II. Ostend, Belgium. 1995. P. 503 – 512.
12. O'Donoghue P.E, Kanninen M., Leung C. et al. Int. Journal Pressure Vessels and Piping, 70. 1997. P. 11 – 25.
13. Rudland D., Wilkowski G., Feng Z. et al. Eng. Fracture Mechanics, 70. 2003. P. 567 – 577.
14. Xu S., Bourchard R. and Tyson W. 5th International Pipeline Conference, IPC 2004. Calgary, Alberta, Canada. 2004. Paper IPC04-0192.
15. Xu S. and Tyson W. 7th International Pipeline Conference, IPC 2008. Calgary, Alberta, Canada. 2008. Paper IPC08-64060.
16. Martinelli A. and Venzi S. Eng. Fracture Mechanics, 53. 1996. P. 263 – 277.
17. Xu S., Bourchard R. and Tyson W. Eng. Fracture Mechanics, 74. 2007. P. 2459 – 2464.
18. Hashemi S., Howard I., Vates J. et al. 5th International Pipeline Conference, IPC 2004. Calgary, Alberta, Canada. 2004. Paper IPC04-0610.
19. Darcis P. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada. 2006. Paper IPC06-10172.
20. Fonzo A., Meleddu A., Demofonti G. et al. 6th International Pipeline Conference, IPC 2006. Calgary, Alberta, Canada. 2006. Paper IPC06-10331.
21. Leis B. 3rd IPTC.
22. Mannucci G. et al. 13th Biennial Joint Technical Meeting, New Orleans, USA. 2001.
23. Leis B., Eiber R., Carlson L. and Gilroy-Scott A. International Pipeline Conference. V. II. 1998. ASME.
24. Papka S. et al. 13th International Offshore and Polar Engineering Conference. Hawaii. 2003.
25. Makino H. et al. ISIJ International, 41. 2001. P. 381.
26. Makino H., et al. 7th International Pipeline Conference, IPC 2008. Calgary, Alberta, Canada. 2008. Paper IPC08-64078.
27. Leis B., Zhu X.-K., Forte T. et al. E. ICF, Turin. 2005.
28. To be published: Nonn A. and Kalwa C.: Modelling of Damage Behaviour of High Strength Pipeline Steel. European Conference on Fracture, 2010.

© 2012. M. Erdelen-Peppler, H.-G. Hillenbrand,  
C. Kalwa, G. Knauf  
Received November 10, 2011.

## СОДЕРЖАНИЕ

### ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИКИ

Эрделен-Пепплер М., Хилленбранд Х.-Г., Кальва С., Кнауф Г. Исследование применимости прогнозируемой способности к удержанию распространения разрушения для высокопрочного трубопровода в условиях низких температур .....	3
Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М., Хотинев В.А., Струин А.О. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) .....	12

### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Малышева Т.Я., Юсфин Ю.С., Плотников С.В. Механизм настылеобразования при металлизации окатышей из концентратов руд железистых кварцитов .....	20
Подгородецкий Г.С., Горбунов В.Б., Коровушкин В.В., Панов А.В. Исследование структуры красного шлама текущего производства Уральского алюминиевого завода .....	24
Муравьева И.Г., Большаков В.И., Семенов Ю.С., Шумельчик Е.И. Метод оценки газодинамического режима доменной плавки, основанный на информации радиолокационного профилимера .....	29
Курносое В.В., Шульц Л.А. Камерная рекуперативная печь с аэродинамическим разделением рабочего пространства для безокислительного высокотемпературного нагрева стали в кузнечно-штамповочном производстве .....	35
Тутарова В.Д., Сафонов Д.С., Баранчиков К.В., Шаповалов А.Н., Шевченко Е.А. Экспериментальные исследования температуры поверхности непрерывнолитой слябовой заготовки .....	40

### ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Дорохина О.Г., Карвецкий А.А., Арутюнов В.А., Курносое В.В., Левицкий И.А. Математическое моделирование газодинамики и теплообмена в печи высокоточного нагрева .....	43
---	----

## МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Дурое Н.М., Подгородецкий Г.С., Коровушкин В.В. Расчет термодинамического равновесия в сложных многокомпонентных системах при хлорировании огарков никелевого производства с целью удаления меди .....	46
Петроченко Е.В. Взаимосвязь химического состава, структуры и свойств комплексно-легированных белых чугунов в литом состоянии .....	51
Пикунов М.В., Баженов В.Е., Сидоров Е.В. Определение положения конод в двухфазных областях трехкомпонентных систем .....	55

### ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Романенко В.П., Фомин А.В., Илларионов Г.П. Исследование формоизменения металла при деформации на прессах сплошной и полый заготовок методом компьютерного моделирования в программном комплексе Deform 3D .....	59
Кузнецов Л.А., Кондауров А.С. Информационный метод идентификации сложной технологии .....	62

### КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Хижняк В.Г., Аршук М.В. Диффузионные покрытия с участием хрома и алюминия на стали 12X18H10T с барьерным слоем нитрида титана .....	69
Erdelen-Peppler M., Hillenbrand H.-G., Kalwa C., Knauf G. Investigations on the applicability of crack arrest predictions for high strength linepipe at low temperatures .....	71

## CONTENTS

### HIGH-STRENGTH STEEL FOR POWER ENGINEERING

- Erdelen-Peppler M., Hillenbrand H.-G., Calvo S., Knauf H.** Investigation of the applicability of the projected capacity for the retention of high-strength distribution for the destruction of the pipeline at low temperatures ..... 3
- Arabey A.B., Pishmintzev J.Yu., Farber V.M., Khotinov V.A., Struin A.A.** Strength class X80 (K65) tube steel failure special features ..... 12

### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

- Malisheva T.Ya., Yusphin Yu.S., Plotnickov S.V.** Skull formation mechanism at quartzite iron ore pellets prereluction ..... 20
- Podgorodetzkiy G.S., Gorbunkov V.B., Korovushkin V.V., Panov A.V.** Ural aluminium plant in-line production red mud structure study ..... 24
- Murav'eva I.G., Bol'shakov V.I., Semenov Yu.S., Shumel'ckick E.I.** Blast furnace operation gas dynamical regime estimation based on radiolocation profilometer information ..... 29
- Curnosov V.V., Shultz L.A.** Die forging production recuperation batch furnace with internal aerodynamical working chamber separation for high-temperature nonoxidizing steel heating ..... 35
- Tutarova V.D., Safonov D.S., Baranckikov K.V., Shapovalov A.N., Shevchenko E.O.** Continuously cast slab billet surface temperature experimental study ..... 40

### FERROUS METALLURGY ENGINEERING

- Dorokhina O.G., Carvetzkiy A.A., Arutyunov V.A., Curnosov V.V., Levitzkiy I.A.** High-precision heating furnace gaseous dynamics and heat exchange mathematical modelling ..... 43

## MATERIALS SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

- Durov N.M., Podgorodetsky G.S., Korovushkin V.V.** Calculation of thermodynamic equilibrium in complex multicomponent systems in the chlorination of nickel production in order to remove copper ... 46
- Petrochenko E.V.** The relationship of chemical composition, structure and properties of complex-alloyed white cast irons in the cast state ... 51
- Pickunov M.V., Bagenov V.E., Siclorov E.V.** Conoid position determination for two-phase areas of three component systems ..... 55

### FERROUS METALLURGY INFORMATICS AND AUTOMATIC CONTROL SYSTEMS

- Romanenko V.P., Fomin A.V., Illarionov G.P.** Metal Shape change at compact and hollow billets deformation by means of upsetting press study with computer program specification complex Deform 3D modelling ..... 59
- Kuznetsov L.A., Kandaurov A.S.** Information identifying the method of complex technology ..... 62

### BRIEF COMMUNICATIONS

- Khijnyack V.G., Arshuck M.V.** Titanium nitride barrier-type aluminized and chromium diffusion coating on chromium-nickel steel surface ..... 69
- Erdelen-Peppler M., Hillenbrand H.-G., Kalwa C., Knauf G.** Investigations on the applicability of crack arrest predictions for high strength linepipe at low temperatures ..... 71

---

Подписано в печать 03.04.2012. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3517.

---

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