

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

1995

Издается с января 1958 г. ежемесячно
Москва • МИСиС

9

УДК 539.2.541.1.669.017

© 1995 г. ЛА-Большов*

ТОЧНЫЕ МЕТОДЫ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ БИНАРНЫХ И МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ МАЛОКОНЦЕНТРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ

В рамках общей проблемы создания материалов с заданными свойствами значительную роль играет знание термодинамических свойств металлических сплавов в широкой области составов и температур. Несмотря на большой объем экспериментальных исследований по термодинамике сплавов, выполненных за несколько последних десятилетий, немислимо охватить такими исследованиями все многообразие многокомпонентных систем. Поэтому ограниченность чисто эмпирического подхода в данном вопросе вполне очевидна. Существует практическая необходимость иметь возможность предсказывать термодинамические свойства сплавов на основе современных физических теорий. Однако наиболее распространенные до настоящего времени теории термодинамических свойств сплавов недостаточно точно учитывают корреляционные эффекты, имеющие место при реальных значениях температуры и реальном межатомном взаимодействии в сплавах. Трудности такого учета можно преодолеть, если ограничиться рассмотрением малоцентрированных сплавов [1]. Целью настоящего обзора является ознакомление читателя с основными идеями точных методов статистической термодинамики малоцентрированных сплавов и основными полученными результатами, а также попытка дать классификацию этих методов.

Основы феноменологической термодинамики многокомпонентных малоцентрированных сплавов

были заложены в работах [2, 3]. Согласно работе [3], избыточный химический потенциал r -го растворенного компонента многокомпонентного сплава на основе растворителя 1 выражается через концентрации c_2, c_3, \dots, c_t примесей 2, 3, ..., t по формуле

$$\mu_r^E/RT = \sum J_{n_2, n_3, \dots, n_t}^{(r)} c_2^{n_2} c_3^{n_3} \dots c_t^{n_t} \quad (1)$$

где каждый из показателей степени пробегает все целые неотрицательные значения. В формуле (1) μ_r^E — избыточный химический потенциал r -го компонента, R — универсальная газовая постоянная, T — абсолютная температура. Концентрации выражены в мольных долях, сумма берется по всевозможным последовательностям значений показателей n_2, n_3, \dots, n_t . Коэффициент разложения $J_{n_2, n_3, \dots, n_t}^{(r)}$ называется параметром взаимодействия порядка N , где

$$N = \sum_{s=2}^t n_s$$

В термодинамике под малоцентрированными сплавами [1] понимаются сплавы, для которых сходится разложение (1).

Для параметров взаимодействия первого, второго и третьего порядков используются краткие обозначения

$$\begin{aligned} \varepsilon_2^{(3)} &= J_{010..0}^{(2)}, \rho_2^{(3)} = J_{020..0}^{(2)}, \rho_2^{(3,4)} = J_{0110..0}^{(2)}, \\ \zeta_2^{(3)} &= J_{030..0}^{(2)}, \zeta_2^{(3,3,4)} = J_{0210..0}^{(2)}, \zeta_2^{(3,4,5)} = J_{01110..0}^{(2)} \end{aligned}$$

Параметры взаимодействия первого порядка $\varepsilon_2^{(3)}$ были введены К Вагнером [2]. Они называются вагнеровскими параметрами взаимодействия. Параметры взаимодействия второго порядка $\rho_2^{(3)}$ и $\rho_2^{(3,4)}$ введены в работе [3]. Параметры взаимодействия третьего порядка рассматривались в литературе довольно редко [1, 4, 12]. Параметры взаимодействия для бинарных сплавов представляют собой частный случай параметров взаимодействия из разложения (1)

$$\varepsilon_2^{(2)} = J_{10..0}^{(2)}, \rho_2^{(2)} = J_{20..0}^{(2)}, \zeta_2^{(2)} = J_{30..0}^{(2)}$$

Наряду с разложением (1) в термодинамике малокоцентрированных сплавов рассматриваются аналогичные разложения парциальных избыточных энтальпии и энтропии. Коэффициенты этих разложений называются энтальпийными и энтропийными параметрами соответственно [3, 13, 14]. Энтальпийные и энтропийные параметры легко находятся, исходя из температурной зависимости параметров взаимодействия, с помощью соотношений типа

$$\frac{\partial \varepsilon_r^s}{\partial T} = -\frac{\eta_r^s}{RT^2}, \quad (2)$$

вытекающих из уравнения Гиббса – Гельмгольца

В формуле (2) η_r^s – энтальпийный параметр первого ряда. Поэтому основной задачей физической теории термодинамических свойств малокоцентрированных сплавов оказывается предсказание величин термодинамических параметров взаимодействия как функций температуры. Такие предсказания могут быть сделаны, исходя из определенной физической модели межчастичного взаимодействия в сплавах. Несмотря на интенсивное развитие электронной теории сплавов, в настоящий момент приходится ограничиваться моделями межатомного взаимодействия, абстрагирующимися от деталей электронного строения сплавов. Электронная теория в лучшем случае лишь позволяет оценить потенциалы такого взаимодействия. Статистическая термодинамика является инструментом, дающим возможность при заданных потенциалах межатомного взаимодействия в сплавах вычислять их термодинамические характеристики. Таким образом, основной задачей статистической термодинамики малокоцентрированных сплавов является

вывод формул, связывающих термодинамические параметры взаимодействия с потенциалами межатомного взаимодействия в сплавах

Из формулы (1) легко видеть, что значения параметров взаимодействия первого и более высоких порядков определяются лишь взаимодействием в растворе и не зависят от свойств чистых компонентов. Известно, что энергия твердого раствора данного состава в общем случае зависит не от самих потенциалов межатомного взаимодействия, а от некоторых их линейных комбинаций, названных [1, 15] применительно к малокоцентрированным сплавам потенциалами сближения примесных атомов в чистом растворителе. В работе [15] парные и трехчастичные потенциалы сближения примесных атомов в чистом растворителе выражены через парные и трехчастичные потенциалы межатомного взаимодействия в модели, учитывающей лишь парное и трехчастичное взаимодействие в твердых растворах

Из сказанного следует, что значения параметров взаимодействия первого и более высоких порядков в твердых растворах определяются лишь потенциалами сближения примесных атомов в чистом растворителе. Задача статистической термодинамики малокоцентрированных сплавов теперь сводится к нахождению выражений для этих параметров взаимодействия через потенциалы сближения примесных атомов, которые принимаются не зависящими от состава сплава и короткодействующими, то есть имеющими произвольный, но конечный радиус действия, иными словами, допускающими аппроксимацию финитными потенциалами [1]. За последние четверть века разработан ряд методов точного в рамках классической статистической механики решения указанной задачи для обычной модели многокомпонентного твердого раствора, содержащего как примеси замещения, так и примеси внедрения, с учетом парного и многочастичного межатомного взаимодействия

Следует указать на аналогию в постановке задачи в статистической термодинамике малокоцентрированных сплавов и в статистической теории неидеальных газов Дж Майера [16, 17], где рассматривается разложение давления неидеального газа, поделенного на величину RT , по степеням концентрации, называемое вириальным разложением. Коэффициенты вириального разложения называются вириальными коэффициентами. Майером предложен точный в рамках классической статистической механики метод получения формул для вириальных коэффициентов, выражающих эти коэффициенты через потенциалы межмолекулярного взаимодействия. Этот метод называется методом группового разложения

Можно также заметить некоторую аналогию в постановке задачи с методом моментов Кирквуда в статистической термодинамике сплавов произвольного состава, когда рассматривается разложение избыточной свободной энергии сплава по степеням обобщенной величины температуры, причем коэффициенты такого разложения вычисляются математически точно [18, 20]

Развитию точных методов статистической термодинамики малоцентрированных сплавов непосредственно предшествовало [21] решение аналогичных задач для модели парного взаимодействия минимального радиуса (только между атомами, занимающими соседние позиции) квазихимическим [22] методом, который, как известно [23], учитывает корреляционные эффекты лишь приближенно, и pallиативными методами [24-26], использующими квазихимическую теорию

Парные и трехчастичные потенциалы сближения примесных атомов в чистом растворителе обозначим как h_{rs}^i и h_{rst}^{ijk} соответственно, где индексы r, s, t означают соответствующие компоненты сплава, а i, j, k - номера координационных сфер или окружений междуузлия узлами или узла междуузлиями [1, 15, 27] Введем также величины [1, 28]

$$\varepsilon_{rs}^i = 1 - \exp(-h_{rs}^i/k_B T) \quad (3)$$

и [1]

$$\varepsilon_{rst}^{ijk} = 1 - \exp(-h_{rst}^{ijk}/k_B T),$$

где k_B - постоянная Больцмана

Для определенности будем рассматривать малоцентрированный твердый раствор на основе растворителя 1, содержащий компоненты замещения 2, 3, 4 и компоненты внедрения 5, 6, 7

Впервые точные методы статистической термодинамики были применены в работе [29] к расчету термодинамических параметров первого и второго порядков в многокомпонентном твердом растворе замещения в модели парного взаимодействия Предложенный в работе [29] метод может быть назван методом приближенного выражения для статистической суммы Метод основан на использовании статистики Гиббса

Суть метода состоит в следующем Рассмотрим параметр взаимодействия $J_{011.1}^{(2)}$ В принципе, его значение может быть найдено из рассмотрения системы, содержащей по одному атому каждого из растворенных компонентов и макроскопическое количество растворителя Таким образом, этот параметр в модели парного взаимодействия определяется лишь потенциалами h_{rs}^i при $r \neq s$ и не может зависеть от каких-либо других величин, например, от потенциалов h_{rr}^i или от работы образования тройных группировок состава $r-r-s$ или $r-r-r$ Поэтому в рассматриваемой системе значение $J_{011.1}^{(2)}$ будет тем же самым, что и в другой системе, в которой работы образования группировок, содержащих более одного атома какого-либо растворенного компонента, равны нулю Следовательно, для расчета параметра взаимодействия

$J_{011.1}^{(2)}$ достаточно записать выражение статистической суммы канонического распределения Z для этой второй системы, причем уже не требуется специального учета упомянутых группировок

Дальнейший расчет основывается на применении формулы $F = -k_B \ln Z$, где F - свободная энергия сплава, и замене статистической суммы максимальным слагаемым (метод максимального члена [22]) Трудности метода приближенного выражения для статистической суммы связаны, главным образом, с определением равновесного распределения атомов сплава друг относительно друга методом максимального члена Несмотря на это, выражения для параметров взаимодействия первого и второго порядков были успешно получены рассмотренным методом

В работе [29] рассчитаны параметры взаимодействия первого и второго порядков между компонентами замещения и между компонентами внедрения Подчеркнем, что выражение для параметра взаимодействия $\varepsilon_2^{(2)}$ получается из выражения для $\varepsilon_2^{(3)}$ простой заменой индекса Аналогично, результаты для параметров взаимодействия $\rho_2^{(1)}$ и $\rho_2^{(2)}$ получаются из формулы для $\rho_2^{(3,4)}$ заменой индексов и умножением на множитель 1/2, вытекающий из формул для коэффициентов ряда Тейлора Это общий момент, не связанный с природой компонентов

Чтобы получить формулы для параметров взаимодействия между примесями внедрения, имея соответствующие результаты для параметров взаимодействия между примесями замещения, нет необходимости в специальном статистико-механическом рассмотрении, а можно воспользоваться изоморфизмом между раствором замещения и "раствором" внедренных атомов в незанятых междуузлиях решетки [29]

В работе [30] методом приближенного выражения для статистической суммы в модели парного взаимодействия получены формулы для параметров взаимодействия первого и второго порядков компонентов внедрения с компонентами замещения Из этого метода вытекает, что величина параметра взаимодействия N го порядка зависит от потенциалов сближения примесных атомов в чистом растворителе парного, трехчастичного и т.д., вплоть до $(N+1)$ - частичного

Ввиду отмеченных трудностей метода приближенного выражения для статистической суммы были продолжен поиск других точных методов статистической термодинамики малоцентрированных сплавов В работе [31] предложен метод, который может быть назван методом конечных разностей и перехода к термодинамическому пределу, по аналогии с названием соответствующего метода в теории ближнего порядка для малоцентрированных сплавов [1]

Суть названного метода в статистической термодинамике и в теории ближнего порядка одна и та же Если в теории ближнего порядка этот метод применяется по отношению к корреляционным функциям [1, 27, 28, 32, 33], то в статистической термодинамике - по отношению к термодинамическим функциям В

работе [31] метод конечных разностей и перехода к термодинамическому пределу применен к гипотетической модели трехкомпонентного твердого раствора, в котором атомы обоих растворенных компонентов могут занимать как узлы решетки, так и междоузлия, и получено выражение для вагнеровского параметра взаимодействия между этими компонентами. Целесообразно показать существование метода на более простой модели трехкомпонентного раствора замещения. Найдем выражение для вагнеровского параметра взаимодействия в таком растворе.

Пусть раствор содержит N_1 атомов растворителя и по одному атому компонентов 2 и 3. Найдем распределение вероятности пребывания атома компонента 3 в поле атома компонента 2. Очевидно, что геометрическая вероятность пребывания атома компонента 3 в i -й координационной сфере атома компонента 2 пропорциональна координационному числу z_i для i -й координационной сферы, а физическая вероятность пропорциональна произведению $z_i \exp(-h_{23}^i/k_B T)$, как это следует из статистики Больцмана. Математическое ожидание вклада ΔE взаимодействия между растворенными атомами в энергию раствора равно

$$\langle \Delta E \rangle = \frac{\sum_i h_{23}^i z_i \exp(-h_{23}^i/k_B T)}{\sum_i z_i \exp(-h_{23}^i/k_B T)}$$

где суммы берутся по всем координационным сферам для конечного кристалла. Поделим эту величину на приращение концентрации c_3 при добавке в раствор единственного атома третьего компонента

$$\Delta c_3 = (N_1 + 2)^{-1} \approx \left(\sum_i z_i \right)^{-1}$$

получим

$$\frac{\langle \Delta E \rangle}{\Delta c_3} = \frac{\sum_i z_i}{\sum_i z_i \exp(-h_{23}^i/k_B T)} \sum_i h_{23}^i z_i \exp(-h_{23}^i/k_B T)$$

Перейдем к термодинамическому пределу, при $N_1 \rightarrow \infty$. В силу того, что потенциал h_{23}^i короткодействующий, как это было оговорено выше,

$$\lim_{N_1 \rightarrow \infty} \frac{\sum_i z_i}{\sum_i z_i \exp(-h_{23}^i/k_B T)} = 1$$

С другой стороны, при $N_1 \rightarrow \infty$ имеем $\Delta c_3 \rightarrow 0$ и $c_1 \rightarrow 1$, где c_1 — концентрация растворителя. Поэтому

$$\lim_{N_1 \rightarrow \infty} \frac{\langle \Delta E \rangle}{\Delta c_3} = \left. \frac{\partial \langle \Delta E \rangle}{\partial c_3} \right|_{c_1 \rightarrow 1} = \eta_2^{(3)}$$

Отсюда для энтальпийного параметра первого порядка $\eta_2^{(3)}$ имеем выражение

$$\eta_2^{(3)} = \sum_{i=1}^{\infty} h_{23}^i z_i \exp(-h_{23}^i/k_B T)$$

Подставим этот результат в уравнение (2) и проинтегрируем полученное уравнение от $T = \infty$ до T , считая, что потенциал h_{23}^i не зависит от температуры. Постоянную интегрирования находим из очевидного условия $\varepsilon_2^{(3)} = 0$ при $T = \infty$. В итоге приходим к формуле

$$\varepsilon_2^{(3)} = \sum_{i=1}^{\infty} z_i \varepsilon_2^i, \quad (4)$$

совпадающей с результатом метода приближенного выражения для статистической суммы [29].

Идея метода конечных разностей и перехода к термодинамическому пределу успешно использована в статистической термодинамике бесконечно разбавленного раствора некоторой примеси в идеальном бинарном или многокомпонентном сплаве замещения произвольного состава [4, 5, 34].

Метод конечных разностей и перехода к термодинамическому пределу в статистической термодинамике малоконцентрированных сплавов является существенным дополнением метода приближенного выражения для статистической суммы, но не позволяет преодолеть основную трудность последнего, связанную с определением равновесного распределения атомов сплава друг относительно друга. Преодолеть указанную трудность дает возможность третий из предложенных методов [32], который целесообразно охарактеризовать как метод корреляционных функций. Равновесное распределение атомов сплава друг относительно друга описывается корреляционными функциями парной, трехчастичной и т.д. [1, 32].

Суть предложенного метода состоит в использовании для корреляционных функций выражений, полученных в достаточно высоких приближениях теории ближнего порядка для малоконцентрированных сплавов [1, 11, 27, 28, 32, 33]. Через корреляционные функции и потенциалы сближения атомов примесей в чистом растворителе легко записать выражение для энергии раствора. Отсюда можно найти выражения для энтальпийных параметров. Затем, интегрируя уравнение типа (2), получаем формулы для параметров взаимодействия. Методом корреляционных функций в работе [32] найдены выражения для всевозможных параметров взаимодействия первого и второго

порядков в многокомпонентном сплаве, содержащем примеси замещения и примеси внедрения, в модели парного взаимодействия. В работе [33] этим же методом получено выражение для параметров взаимодействия второго порядка $\rho_2^{(2)}$ в бинарном растворе замещения в модели многочастичного взаимодействия. В работе [27] результаты [32, 33] обобщены на многокомпонентный сплав с многочастичным межатомным взаимодействием.

Результаты работы [27] могут быть представлены формулами:

$$\epsilon_2^{(3)} = -1 + \sum_{l=0}^{\infty} z_l \epsilon_{23}^l;$$

$$\epsilon_5^{(6)} = 1 + \frac{1}{\beta} \sum_{l=0}^{\infty} z_l \epsilon_{56}^l;$$

$$\epsilon_5^{(3)} = \sum_{l=0}^{\infty} \delta_l \epsilon_{35}^l;$$

$$\rho_2^{(3,4)} = \sum_{l,j,k=0}^{\infty} z_l \tau_{ijk} \epsilon_{34}^l \epsilon_{23}^j \epsilon_{24}^k - \sum_{l=0}^{\infty} z_l \epsilon_{34}^l + \sum_{l,j,k=0}^{\infty} z_l \tau_{ijk} \epsilon_{234}^{ijk} (1 - \epsilon_{23}^l) (1 - \epsilon_{24}^j) (1 - \epsilon_{34}^k);$$

$$\rho_5^{(6,7)} = 1 + \frac{1}{\beta^2} \sum_{l,j,k=0}^{\infty} z_l \tau_{ijk} \epsilon_{56}^l \epsilon_{57}^j \epsilon_{67}^k + \frac{1}{\beta} \sum_{l=0}^{\infty} z_l (\epsilon_{56}^l + \epsilon_{57}^l) + \frac{1}{\beta^2} \sum_{l,j,k=0}^{\infty} z_l \tau_{ijk} \epsilon_{567}^{ijk} (1 - \epsilon_{56}^l) (1 - \epsilon_{57}^j) (1 - \epsilon_{67}^k);$$

$$\rho_5^{(2,3)} = \frac{1}{\beta} \sum_{l,j,k=0}^{\infty} z_l \kappa_{ijk} \epsilon_{23}^l \epsilon_{25}^j \epsilon_{35}^k +$$

$$+ \frac{1}{\beta} \sum_{l,j,k=0}^{\infty} z_l \kappa_{ijk} \epsilon_{235}^{ijk} (1 - \epsilon_{23}^l) (1 - \epsilon_{25}^j) (1 - \epsilon_{35}^k);$$

$$\rho_2^{(5,6)} = -1 + \frac{1}{\beta} \sum_{l,j,k=0}^{\infty} z_l \kappa_{ijk} \epsilon_{56}^l \epsilon_{25}^j \epsilon_{26}^k + \sum_{j=0}^{\infty} \delta_j (\epsilon_{25}^j + \epsilon_{26}^j) -$$

$$- \frac{1}{\beta} \sum_{l=0}^{\infty} z_l \epsilon_{56}^l + \frac{1}{\beta} \sum_{l,j,k=0}^{\infty} z_l \kappa_{ijk} \epsilon_{562}^{ijk} (1 - \epsilon_{56}^l) (1 - \epsilon_{25}^j) (1 - \epsilon_{26}^k);$$

где β - число междоузлий, приходящееся на узел решетки [24], z_l , z_l^* , δ_l - обобщенные координационные числа первого порядка, τ_{ijk} , τ_{ijk}^* , κ_{ijk} , κ_{ijk}^* - обобщенные координационные числа второго порядка [1, 29, 30, 32]. Нулевая координационная сфера и нулевое окружение междоузлия узлами и узла междоузлиями введены из соображения удобства для более

краткой записи формул [1, 8, 11]. Приведенные формулы, выведенные методом корреляционных функций, обобщают и все предыдущие результаты, полученные методом приближенного выражения для статистической суммы.

Еще более эффективным может оказаться комбинированный метод, предложенный в работах [7, 10], который представляет собой комбинацию метода приближенного выражения для статистической суммы и метода корреляционных функций, причем основу составляет первый из названных методов. Однако для определения равновесного распределения атомов сплава друг относительно друга вместо метода максимального члена статистической суммы в комбинированном методе используются корреляционные функции, полученные в достаточно высоких приближениях теории ближнего порядка для малоцентрированных сплавов [1, 11, 27, 28, 32, 33]. В работе [7] комбинированным методом рассчитаны параметры взаимодействия третьего порядка примеси внедрения с примесями замещения в моделях парного взаимодействия минимального радиуса. В работе [10] этот результат обобщается на случай парного взаимодействия произвольного радиуса и выражается формулой

$$\zeta_5^{(2,3,4)} = -\frac{1}{\beta} \sum_{l,j,k,m,n=0}^{\infty} z_l \tau_{ijk} \nu_{ijklmn} \epsilon_{23}^l \epsilon_{24}^j \epsilon_{34}^k \epsilon_{25}^m \epsilon_{34}^n \epsilon_{45}^m + \frac{1}{\beta} \sum_{l,j,k,m,n=0}^{\infty} z_l \kappa_{imn} \xi_{nlj} (\epsilon_{34}^l \epsilon_{24}^j \epsilon_{25}^m \epsilon_{35}^n \epsilon_{45}^m + \epsilon_{23}^l \epsilon_{24}^j \epsilon_{25}^m \epsilon_{35}^n \epsilon_{45}^m + \epsilon_{34}^l \epsilon_{23}^j \epsilon_{25}^m \epsilon_{35}^n \epsilon_{45}^m) + \frac{1}{\beta} \sum_{l,j,k,m=0}^{\infty} z_l \tau_{ijk} \kappa_{ilm} (\epsilon_{23}^l \epsilon_{24}^j \epsilon_{34}^k \epsilon_{25}^m \epsilon_{35}^m + \epsilon_{24}^l \epsilon_{23}^j \epsilon_{34}^k \epsilon_{25}^m \epsilon_{35}^m) - \frac{1}{\beta} \sum_{l,j,k,m=0}^{\infty} \Psi_{jklm} (\epsilon_{24}^l \epsilon_{34}^k \epsilon_{25}^m \epsilon_{35}^m + \epsilon_{23}^l \epsilon_{34}^k \epsilon_{25}^m \epsilon_{35}^m + \epsilon_{23}^l \epsilon_{24}^k \epsilon_{35}^m \epsilon_{45}^m);$$

где ξ_{nlj} и ν_{ijklmn} - соответствующие обобщенные координационные числа второго [1, 32] и третьего [10] порядков,

$$\Psi_{jklm} = \sum_{l=0}^{\infty} z_l \tau_{ijk} \kappa_{ilm}$$

Комбинированный метод оказывается наиболее эффективным при рассмотрении взаимодействия примесей замещения с примесью внедрения. Однако в статистической термодинамике бинарных малоцентрированных сплавов наиболее эффективен метод группового разложения. Этот метод хорошо известен в теории идеальных газов [16, 17], а к малоцентрированным твердым растворам впервые применен в работах [8, 9]. Он является составной частью метода группового разложения в теории ближнего порядка для малоцентрированных сплавов [1, 11].

Метод группового разложения легко может быть реализован в следующем виде. В рамках феноменологической термодинамики можно выразить параметры взаимодействия через вириальные осмотические коэффициенты при равенстве парциальных объемов обоих компонентов бинарного раствора. Затем в полученные формулы подставляем выражения, связывающие вириальные коэффициенты с потенциалами межмолекулярного взаимодействия в теории Дж. Майера [16], предварительно заменив эти потенциалы потенциалами сближения примесных атомов в чистом растворителе. В заключение заменяем интегралы теории Дж. Майера соответствующими решеточными суммами. В итоге для параметров взаимодействия в бинарных твердых растворах замещения в модели парного взаимодействия получаем [8, 9, 11]

$$\begin{aligned} \epsilon_2^{(2)} &= -1 + \sum_{i=0}^{\infty} z_i \epsilon_i, \\ \rho_2^{(2)} &= \frac{1}{2} \sum_{i,j,k=0}^{\infty} z_i \tau_{ijk} \epsilon_i \epsilon_j \epsilon_k - \frac{1}{2} \sum_{i=0}^{\infty} z_i \epsilon_i, \\ \zeta_2^{(2)} &= -\frac{1}{6} \sum_{i,j,k,l,m,n=0}^{\infty} z_i \tau_{ijklm} \Omega_{ijklmn} \epsilon_i \epsilon_j \epsilon_k \epsilon_l \epsilon_m \epsilon_n + \\ &+ \sum_{i,j,k,l,m=0}^{\infty} z_i \tau_{ijkl} \tau_{ilm} \epsilon_i \epsilon_j \epsilon_k \epsilon_l \epsilon_m - \\ &- \frac{1}{2} \sum_{j,k,l,m=0}^{\infty} \Lambda_{jklm} \epsilon_j \epsilon_k \epsilon_l \epsilon_m - \frac{1}{3} \sum_{i,j,k=0}^{\infty} z_i \tau_{ijk} \epsilon_i \epsilon_j \epsilon_k, \end{aligned}$$

где $\epsilon_i = \epsilon_{22}^i$, Ω_{ijklmn} – соответствующее обобщенное координационное число третьего порядка [1, 28],

$$\Lambda_{jklm} = \sum_{i=0}^{\infty} z_i \tau_{ijk} \tau_{ilm}$$

Упомянутый выше изоморфизм между растворами замещения и "растворами" внедренных атомов в незаполненных междоузлиях решетки позволяет из выражения для параметра $\zeta_2^{(2)}$ получить выражение для параметра взаимодействия $\zeta_5^{(5)}$ в бинарном растворе внедрения примеси 5 в растворителе 1 в модели парного взаимодействия [8]

$$\begin{aligned} \zeta_5^{(5)} &= -\frac{1}{6\beta^3} \sum_{i,j,k,l,m,n=0}^{\infty} z_i^* \tau_{ijk}^* \Omega_{ijklmn}^* \epsilon_i \epsilon_j \epsilon_k \epsilon_l \epsilon_m \epsilon_n + \\ &+ \frac{1}{\beta^3} \sum_{i,j,k,l,m=0}^{\infty} z_i^* \tau_{ijkl}^* \tau_{ilm}^* \epsilon_i \epsilon_j \epsilon_k \epsilon_l \epsilon_m - \\ &- \frac{1}{2\beta^3} \sum_{j,k,l,m=0}^{\infty} \Lambda_{jklm}^* \epsilon_j \epsilon_k \epsilon_l \epsilon_m + \end{aligned}$$

$$+ \frac{1}{\beta^2} \sum_{i,j,k=0}^{\infty} z_i^* \tau_{ijk}^* \epsilon_i \epsilon_j \epsilon_k + \frac{1}{\beta} \sum_{i=0}^{\infty} z_i^* \epsilon_i + \frac{1}{3},$$

где, в отличие от формулы для $\zeta_2^{(2)}$, $\epsilon_i = \epsilon_{55}^i$, а звездочкой отмечены геометрические параметры просторанственной решетки, образованной междоузлиями соответствующие аналогичным параметрам кристаллической решетки

Итак, к точным методам статистической термодинамики малоконцентрированных сплавов в настоящий момент можно отнести пять основных методов: метод приближенного выражения для статистической суммы, метод конечных разностей и перехода к термодинамическому пределу, метод корреляционных функций, комбинированный метод и метод группового разложения. Каждый из этих методов не отрицает но дополняет остальные. Перечисленные методы наряду с методами теории ближнего порядка в малокоцентрированных сплавах находят применение и в других областях статистической теории малокоцентрированных сплавов, например в теории концентрационных профилей и поверхностного натяжения грани кристалла малокоцентрированного сплава. В работах [35-37] методом конечных разностей и перехода к термодинамическому пределу устанавливаются концентрационные профили, описывающие распределение примесей по глубине кристалла вблизи его грани, и методом корреляционных функций вычисляется поверхностное натяжение малокоцентрированного сплава.

Полученные точными методами статистической термодинамики формулы для параметров взаимодействия могут иметь довольно общие следствия, имеющие непосредственно физическое значение. Например, из формул (2)-(4) следует, что для модели парного и многочастичного взаимодействия при независимости потенциалов сближения примесных атомов в чистом растворителе h_{23}^1 от температуры в твердом растворе замещения имеет место неравенство $\sigma_2^{(3)} < \zeta_2^{(3)}$ где $\sigma_2^{(3)}$ – энтропийный параметр первого порядка [38]

$$\sigma_2^{(3)} = \frac{\eta_2^{(3)}}{T} - R\epsilon_2^{(3)}$$

Перечисленными выше методами могут быть рассмотрены и более сложные модели твердых растворов, например модель бесконечно разбавленного раствора водорода в аустените, легированном переходными металлами, предполагающая возможность размещения атомов водорода как в октаэдрических так и в тетраэдрических междоузлиях решетки желе [12, 39]. В работе [39] эта модель рассмотрена, по существу, методом приближенного выражения для статистической суммы, считая межатомное взаимодействие парным взаимодействием минимального радиуса

Модель содержит дополнительный энергетический параметр U — величину работы, необходимую для обратимого перемещения атома водорода в чистом растворителе, из октаэдрического междоузлия в тетраэдрическое. В работе [39] получены следующие выражения для параметров взаимодействия первого и второго порядков водорода с легирующим переходным металлом γ

$$\epsilon_{II}^s = a\epsilon_{IIo}^s + b\epsilon_{II\tau}^s,$$

$$\rho_{II}^s = a\rho_{IIo}^s + b\rho_{II\tau}^s - \frac{1}{2}(\epsilon_{IIo}^s - \epsilon_{II\tau}^s)^2,$$

где $a = \frac{\beta_o}{\beta_o + \beta_\tau \exp(-U/k_B T)}$, $b = 1 - a$, а индексы "o" и

"т" относятся к моделям размещения водорода по междоузлиям только октаэдрического или только тетраэдрического типа

Однако в работе [12] установлено, что эти результаты справедливы не только для модели парного взаимодействия минимального радиуса, но вообще для любого взаимодействия между растворенными компонентами, так как могут быть выведены термодинамически. Точный термодинамический метод выходит за рамки теории малоцентрированных сплавов, так как применим к бесконечно разбавленным растворам примеси внедрения в сплавах замещения произвольного состава. Этот метод, предложенный в работе [12], использует понятие коэффициента активности водорода в бесконечно разбавленном растворе водорода в сплаве $\gamma_{II} = \exp(\mu_{II}^E/RT)$

На основании формулы полной вероятности можно записать

$$\gamma_{II}^{-1} = a\gamma_{IIo}^{-1} + b\gamma_{II\tau}^{-1}, \quad (5)$$

где величины a и b играют роль априорных вероятностей гипотез о том, что атом водорода занимает междоузлие октаэдрического или тетраэдрического типа соответственно, а величины γ_{IIo}^{-1} и $\gamma_{II\tau}^{-1}$ пропорциональны условным вероятностям пребывания атома водорода в сплаве в условиях термодинамического равновесия сплава с фазой, в которой химический потенциал водорода постоянен, при реализации соответствующих гипотез. Из формулы (5) следуют формулы для параметров взаимодействия ϵ_{II}^s , ρ_{II}^s , а также для других параметров взаимодействия, например для перекрестных [40] параметров взаимодействия второго порядка ρ_{II}^{rs} и для параметра взаимодействия третьего порядка ζ_{II}^s

$$\rho_{II}^{rs} = a\rho_{IIo}^{rs} + b\rho_{II\tau}^{rs} - ab(\epsilon_{IIo}^r - \epsilon_{II\tau}^r)(\epsilon_{IIo}^s - \epsilon_{II\tau}^s);$$

$$\zeta_{II}^s = a\zeta_{IIo}^s + b\zeta_{II\tau}^s - ab(\epsilon_{IIo}^s - \epsilon_{II\tau}^s)(\rho_{IIo}^s - \rho_{II\tau}^s) - \frac{1}{6}ab(a-b)(\epsilon_{IIo}^s - \epsilon_{II\tau}^s)^3$$

Очевидно, что для верификации различных моделей межатомного взаимодействия в сплавах по термодинамическим данным предпочтительно использовать результаты, полученные точными методами статистической термодинамики и, в частности, формулы (3), (4). В качестве примера рассмотрим твердые растворы золота в платине, имеющие ГЦК решетку. В работе [41] методом полевой ионной микроскопии изучен ближний порядок в сплаве Pt — 4% (ат.) Au при температуре 1200 К. В работе [11] на основании данных по ближнему порядку [41] и теории ближнего порядка в малоцентрированных сплавах для модели парного взаимодействия в двух координационных сферах оценены значения потенциала сближения атомов золота в платине $h_i = h_{AuAu}^i$ и получены результаты $N_A h_1 = -6,24$ кДж/моль, $N_A h_2 = -2,62$ кДж/моль, где N_A — число Авогадро, что согласно формуле (3) дает для температуры 1423 К значения $\epsilon_1 = -0,69$; $\epsilon_2 = -0,25$. По формуле (4) получаем теоретическую оценку вагнеровского параметра взаимодействия в платине при 1423 К $\epsilon_{Au}^{Au} = -9,8$. Экспериментальное значение, оцененное по термодинамическим данным [42], составляет $\epsilon_{Au}^{Au} = -9,6$. Погрешность экспериментальной оценки вагнеровского параметра взаимодействия в сплавах обычно составляет величину порядка ± 1 .

Таким образом, в данном случае имеет место согласие теории с экспериментом. Пример показывает, что уже в настоящее время точные методы статистической термодинамики малоцентрированных сплавов могут быть успешно использованы как с целью верификации моделей межатомного взаимодействия в сплавах, так и с целью предсказания неизвестных термодинамических характеристик сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Большов Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1993. № 3. С. 1 — 10.
2. Вагнер К. Термодинамика сплавов / Пер. с англ. — М.: Металлургиздат, 1957. — 179 с.
3. Lupis С.Н.Р., Elliott J.F. // Acta metallurgica. 1966. V. 14. № 4. P. 529 — 538.
4. Большов Л.А. // ЖФХ. 1980. Т. 54. № 8. С. 1947 — 1950.
5. Большов Л.А. // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 6. С. 115 — 119.
6. Большов Л.А. // ФММ. 1983. Т. 55. № 3. С. 615 — 617.
7. Большов Л.А., Вельевкин Ю.В., Гусева М.В. // Изв. АН СССР. Металлы. 1987. № 5. С. 146 — 151.
8. Большов Л.А. // Изв. АН СССР. Металлы. 1990. № 1. С. 63 — 67.
9. Большов Л.А. // ЖФХ. 1990. Т. 64. № 5. С. 1213 — 1219.
10. Большов Л.А. // Расплавы. 1990. № 5. С. 101 — 105.
11. Большов Л.А. // Изв. АН СССР. Металлы. 1991. № 1. С. 167 — 171.
12. Большов Л.А. // Изв. АН СССР. Металлы. 1991. № 2. С. 165 — 168.
13. Lupis С.Н.Р., Elliott J.F. // Transactions of the metallurgical society of AIME. 1965. V. 233. № 3. P. 829 — 830.
14. Люпис К. Химическая термодинамика материалов / Пер. с

англ - М Металлургия, 1989 - 504 с 15 Большов ЛА, Абильтин АА // ФММ 1985 Т 61 № 2 С 225 - 229
 16 Майер Дж, Гепперт-Майер И Статистическая механика / Пер с англ, 2 изд - М Мир 1980 - 544 с 17 Гершфельдер Дж, Кертисс Ч, Берд М Молекулярная теория газов и жидкостей / Пер с англ М ИИЛ, 1961 - 929 с
 18 Kirkwood JC // J of physical chemistry 1939 V 43 № 1 P 97 - 107 19 Бадалян ДА, Хачатурян АГ // Физика твердого тела. 1970 Т 12 № 2 С 439 - 447 20 Хачатурян АГ Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. - М Наука, 1974 - 384 с 21 Lupis СНР, Elliott JF // Acta metallurgica. 1966 V 14 № 9 P 1019 - 1032 22 Guggenheim E.A. Mixtures - Oxford. Clarendon Press, 1952 - 270 p 23 Prigogine I The molecular theory of solutions - Amsterdam North - Holland Publ Co, New York Interscience Publ, 1957 - 448 p 24 Большов ЛА, Григорян ВА, Стомахин АЯ // ФММ 1972 Т 34 № 6 P 1139 - 1144 25 Большов ЛА, Григорян ВА, Стомахин АЯ // Изв вуз Черная металлургия 1972 № 11 С 60 - 62 26 Большов ЛА, Григорян ВА, Стомахин АЯ // Изв вуз Черная металлургия 1973 № 1 С

52 - 55 27 Большов ЛА // ФММ 1984 Т 58 № 5 С 870 - 876
 28 Большов ЛА // ФММ 1985 Т 59 № 2 С 407 - 409
 29 Большов ЛА // ФММ 1975 Т 39 № 3 С 501 - 506
 30 Большов ЛА // ФММ 1975 Т 39 № 4 С 743 - 746
 31 Большов ЛА // ЖФХ. 1979 Т 53 № 9 С 2204 + 2208
 32 Большов ЛА // ФММ 1981 Т 51 № 6 С 1167 - 1171
 33 Большов ЛА // ФММ 1983 Т 55 № 4 С 636 - 644
 34 Большов ЛА // Изв вуз Черная металлургия 1982 № 1 С 8 - 10 35 Большов ЛА // ЖФХ 1981 Т 55 № 1 С 196 - 198
 36 Большов ЛА // ЖФХ 1984 Т 58 № 10 С 2515 - 2518
 37 Большов ЛА // Поверхность Физика, химия, механика. 1989 № 6 С 27 - 34 38 Большов ЛА // ФММ 1986 Т 62 № 2 С 220 - 222 39 Большов ЛА // ФММ 1975 Т 40 № 2 С 420 - 422 40 Большов ЛА // ЖФХ 1981 Т 55 № 3 С 79
 41 Chen CG, Balluffi RW // Acta metallurgica. 1975 V 23 P 8 P 931 - 936 42 Nuttgen R, Desyu PD, Hawkins D T e a Selected values of thermodynamic properties of binary alloys Metals Park, Ohio ASFM, 1973 - 1435 p

Вологодский политехнический институт Поступила 15 марта 1995 г

УДК 621 836 502 6 622

© 1995 г В В Пак, С Г Ехилевский

О ВОЗМОЖНОСТИ БЕСКОНТАКТНЫХ ИЗМЕРЕНИЙ ПЛОТНОСТИ И ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ЖИДКИХ МЕТАЛЛОВ

Коэффициент поверхностного натяжения, плотность и связанная с ней теплопроводность расплава существенно влияют на возникающую при кристаллизации микроструктуру вещества. Последняя определяет механические свойства образца, его смачиваемость, прочность пайки, сварных швов и т.п. Поэтому контроль упомянутых и иных характеристик расплава является важной частью технологии производства металлов. Однако методы измерений при высоких температурах (см, например, [1]), имеют ряд недостатков. В частности необходимо обеспечивать химическую инертность контактирующих с расплавом веществ, поддерживать в процессе опыта постоянную температуру [2], использовать для каждой из характеристик свое специализированное оборудование.

В настоящей работе предлагается теоретическое обоснование нового метода определения плотности и поверхностного натяжения жидких металлов с помощью однотипных измерений на одной и той же аппаратуре. При этом исключается необходимость ее непосредственного контакта с расплавом.

Чтобы изложить физическую сущность предлагаемого метода рассмотрим волну на поверхности расплава

$$f(\vec{r}, t) = f_0 \cos(\vec{k}\vec{r} - \omega t), \quad (1)$$

где f_0 - амплитуда, \vec{k} - волновой вектор; ω - частота, t - время, \vec{r} - определяет положение точки на невозмущенной поверхности

При фиксированной извне величине ω модуль волнового вектора k определяется свойствами среды. Согласно [3], считая расплав слоем несжимаемой жидкости бесконечной глубины с плотностью ρ и коэффициентом поверхностного натяжения γ , можно записать в гармоническом приближении

$$\rho(\omega/k)^2 = \gamma k + \rho g/k - 4\pi\sigma^2, \quad (2)$$

где g - ускорение свободного падения, σ - поверхностная плотность зарядов

Чтобы определить γ и ρ , необходимо генератором возбудить на поверхности волну определенной частоты, измерить соответствующее ей k и подставить результат в (2). Выполнив такую процедуру для двух значений ω , получим систему линейных алгебраических уравнений относительно неизвестных γ и ρ , решив которую, их можно выразить через σ . Последнюю легко найти, сообщив поверхности известный заряд¹.

Предлагаемый способ наиболее точен и прост реализуем в области

$$\rho g/k \approx \gamma k \text{ [или } k = (\rho g/\gamma)^{1/2}]$$

¹ Заметим, что по найденным значениям ρ и γ , в принципе, можно восстановить температуру, процентный состав и другие характеристики расплава, если есть эталон (экспериментальный или теоретический) зависимости от них ρ и γ

где волна имеет смешанную гравитационно-капиллярную природу

Такой компромисс позволяет использовать аппаратуру, работающую в очень узком диапазоне частот, и погрешность измерения не сможет превысить, ни первое, ни второе слагаемое в (2)

Подставив в (3) характерные для жидких металлов значения $\gamma \approx 1 \text{ Н/м}$, $\rho = 10^4 \text{ кг/м}^3$ и $g = 10 \text{ м/с}^2$, оценним подходящую длину волны $\lambda = 2\pi/k \approx 10^{-2} \text{ м}$, которой согласно (2), соответствует $\omega \approx 100 \text{ Гц}$

Напомним, что дисперсионное соотношение (2) справедливо лишь для малых волн

$$kf_0 \ll 1 \quad (4)$$

Согласно (1), (2), если плотность поверхностных зарядов велика

$$4\pi\sigma^2 k > \gamma k^2 + \rho g, \quad (5)$$

их кулоновское отталкивание дестабилизирует поверхность, и (4), в принципе, невозможно. С учетом (3) неравенство (5) можно записать в виде

$$\sigma > \sqrt{\rho g \gamma / 4\pi^2} \approx 5 \text{ К/м} \quad (6)$$

Чтобы не учитывать ангармонизмы, σ следует ограничить меньшими значениями. Тогда, в соответствии с (4) и ранее приведенной оценкой для λ , малая волна создается генератором с амплитудой колебаний $f_0 < 10^{-3} \text{ м}$

Измерение k можно осуществить непосредственно (например, фотографируя поверхность на фоне масштабной линейки). Однако современные методы управления технологическими процессами неэффективны без компьютерного мониторинга, т.е. непрерывного контроля процесса на основе "мгновенных" измерений. С этой целью рассмотрим отражение ультразвука от поверхности расплава.

Интенсивность I_0 падающего излучения должна быть слабой, чтобы не исказить гравитационно-капиллярную волну и не вносить таким образом существенную погрешность в измерения. Для этого достаточно, чтобы ультразвуковая энергия, поступающая в расплав в течение одного колебания поверхности, была лишь малой добавкой к энергии волны E^*

$$I_0 \ll (T + U)\omega/2\pi, \quad (7)$$

где T и U – кинетическая и потенциальная части E , отнесенные к площади невозмущенной поверхности расплава

* По видимому, это грубая оценка, но в принципе верная, так как резонансное раскачивание невозможно из-за большой разницы между ω и частотой ультразвука

Согласно (4), каждая "частица жидкости" в малой волне движется вокруг точки своего равновесия по окружности, радиус которой с глубиной l убывает по закону $r = r_0 \exp(-kl)$.

Очевидно, что на поверхности $r = f_0 = r_0$, т.е. модуль линейной скорости вращающейся частицы $u = \omega r = \omega f_0 \exp(-kl)$, поэтому

$$T \approx \frac{\rho}{2} \int_0^\infty u^2 dl = \frac{\rho \omega^2 f_0^2}{4k}$$

где ω , напомним, связано с k соотношением (2), отражающим сохранение механической энергии волны при ее взаимопревращениях из кинетической формы в потенциальную и обратно

$$T = \frac{f_0^2}{4} (\gamma k^2 + \rho g - 4\pi\sigma^2 k) = U \quad (2')$$

Естественно, что фигурирующие здесь слагаемые представляют собой вклад в U поверхностного натяжения, поля тяжести и кулоновского отталкивания. В справедливости таких обобщений можно убедиться и непосредственно, вычислив, например, гравитационную часть U

$$U_g = \rho g \int d\vec{r} \int_0^{f(r)} dl \int d\vec{r}$$

[элементарное интегрирование, с учетом (1), дает второе слагаемое в (2)]

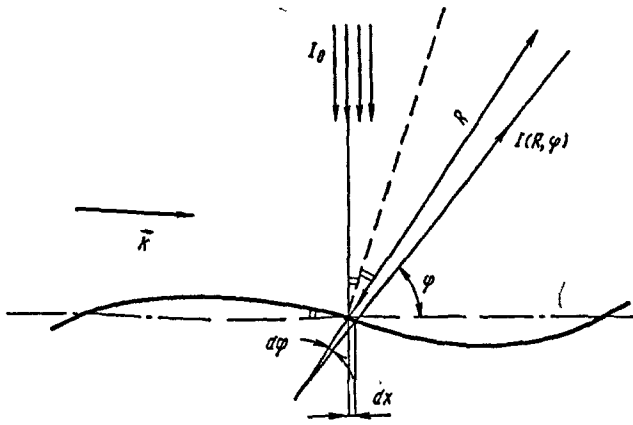
Принимая во внимание изложенное, а также формулы (3) и (2), критерий (7) слабости ультразвукового излучения для малых σ запишем в виде

$$I_0 \ll f_0^2 k^2 (\rho g^3 \gamma^3)^{1/4} \quad (7')$$

Если (7) имеет место, поверхностную волну можно считать заданной. Связав с ней систему координат (см. рисунок), для случая вертикального падения ультразвука по закону сохранения энергии получим

$$I_0 dx = \eta(R) I(\varphi, R) R d\varphi, \quad (8)$$

где φ – угол наблюдения, $d\varphi$ – угловой размер приемника; R – расстояние от него до отражающего участка, dx – проекция последнего на вектор \vec{k} , $\eta(R)$ учитывает поглощение отраженного сигнала, интенсивность которого $I(\varphi, R)$



Отражение вертикально падающего ультразвука от волны на поверхности расплава.
 - - - - горизонталь, - - - - нормаль к отражающему участку

В меру малости волны отклонение φ от $\pi/2$ не велико. По закону отражения

$$\varphi - \pi/2 = 2f_x(\bar{r}, t) \leq 2kf_0 \quad (9)$$

Подставив (1) в (9), а результат - в (8), найдем

$$I(\varphi, R) = I(\pi/2, R) \left(1 - (\pi/2 - \varphi)^2 / 4k^2 f_0^2 \right)^{-1/2} \quad (10)$$

Заметим, что максимальной разности (9) отвечает расходимость в (10). Отражение на такой угол происходит от точки перегиба волны. Кривизна в ней равна нулю, т.е. отраженный пучок плоско-параллелен и не рассредотачивается с ростом R , как это имеет место для $\varphi = \pi/2$.

Мощность сигнала, отраженного в направлении φ , представляет собой интеграл по принимающей по поверхности

$$N(\varphi, R) = R \int_{\varphi}^{\varphi + d\varphi} I(\varphi, R) d\varphi \quad (11)$$

Подставив (10) в (11), сравним максимальную мощность с отраженной вверх

$$\frac{N(\pi/2 - 2kf_0, R)}{N(\pi/2, R)} = \frac{\arcsin 1 - \arcsin(1 - d\varphi/2kf_0)}{d\varphi/2kf_0} \quad (12)$$

Если $d\varphi \approx 10^{-2}$, то $d\varphi/2kf_0 \approx 0,1$ и отношение (12) примерно равно 5. Заметим, что $\arcsin(1) = \infty$, однако расходимости в (12) нет, так как по своему смыслу $d\varphi \neq 0$.

В неподвижной (связанной с приемником) системе координат отражающая поверхность "движется" с фазовой скоростью $v = \omega/k \approx 1$ м/с. Значит принятый в направлении φ сигнал будет вследствие эффекта Доплера сдвинут по частоте (вдвое больше, если сравнить сигналы отраженные вперед и назад)

$$\Delta\Omega = \Omega v \cos(\varphi) / V, \quad (13)$$

где Ω - частота ультразвука, $V = 331(T/273)^{1/2}$ м/с - его скорость в воздухе при температуре T . Сдвиг тем заметнее, чем меньше φ . Согласно (9), в лучшем случае $\cos\varphi \approx 2kf_0 \approx 0,1$. С учетом приведенных оценок $\Delta\Omega/\Omega \approx 10^{-3} - 10^{-4}$, что вполне может быть зарегистрировано [5]. В последнем легко убедиться и по другому. В нашем случае отражающий участок приближается к приемнику со скоростью $v \cos(\varphi) \approx 0,1$ м/с. Расходомеры, использующие эффект Доплера, в состоянии регистрировать скорость в интервале $10^{-2} - 10^2$ м/с [6].

Зная Ω , φ , V и измерив $\Delta\Omega$, можно из (13) найти v , а затем и интересующие нас $k = \omega/v^*$.

Ультразвук чувствует рельеф расплава, если его волна значительно короче λ . Или, что то же самое, $v/\lambda \ll \Omega \approx 10^5$ Гц. Такие частоты удобны для работы, поскольку еще слабо поглощаются воздухом [5].

Выводы. Таким образом, всесторонне обоснована принципиальная возможность реализации бесконтактного экспресс метода определения характеристик расплавленных металлов с помощью однотипных измерений доплеровского сдвига ультразвука, отраженного от возмущенной поверхности расплава и простейшей численной обработки полученных результатов, что, по-видимому, позволит внедрить компьютерный мониторинг расплава. Определены технические параметры аппаратуры и наиболее выгодные условия эксперимента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Ко н д ж е р и В.Д. Измерения при высоких температурах - М. Металлургиядат, 1963 - 153 с.
 2 А б р о с и м о в А.С., Г а в р и н Э.Г., Е р е м е й ч и к о в В.И. // Изв. вуз. Черная металлургия 1975, № 8, С 14 - 17.
 3 Л а н д а у Л.Д., Л и ф ш и ц Е.М. Электродинамика сплошных сред - М. Наука, 1982 - 620 с.
 4 Л а н д а у Л.Д., Л и ф ш и ц Е.М. Механика сплошных сред - М. Госиздат техн. ко. теоретической лит. ры, 1954 - 492 с.
 5 К о л е с н и к о в А.Г. Ультразвуковые измерения - М. Издательство стандартов 1982 - 216 с.
 6 Б и р г е р Г.И., Б р а ж н и к о в И.И. Ультразвуковые расходомеры - М. Металлургия, 1964 - 382 с.

Донецкий государственный технический университет. Поступила 13 июня 1995 г.

* Упомянутые расходомеры принимают сигнал, отраженный от неоднородностей потока. Если этот принцип реализовать на гребне расплава, $\cos\varphi$ возрастет почти до единицы, что резко повысит $\Delta\Omega$, а с ним и точность метода.

УДК 669 15 669 24-25

© 1995 г. А. С. Москаленко, С. М. Григорьев

НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЗОВАННОЙ ОКАЛИНЫ ПРЕЦИЗИОННОГО СПЛАВА ТИПА НК

Восстановление ранее достигнутого уровня производства и наращивание объемов выпуска прецизионных сплавов сдерживаются огромным дефицитом легирующих материалов на основе никеля, молибдена, кобальта и других дорогостоящих элементов. Однако традиционные экстенсивные способы переработки рудного сырья легирующих металлов достигли предельных экономически выходных значений [1]. Поэтому для удовлетворения потребностей производства прецизионных сплавов требуются нетрадиционные источники сырья и технологические решения по производству легирующих материалов.

В современных условиях особая роль отводится процессам утилизации легирующих элементов из техногенных отходов металлургических и обрабатывающих переделов производства металлопродукции [2-4]. Практический интерес представляет разработка технологии предварительной обработки отходов прецизионных сплавов с целью последующей утилизации ведущих легирующих элементов при выплавке сплавов. В настоящей работе исследованы основные технологические параметры металлизации окалины прецизионного сплава, легированного никелем и кобальтом, в гетерогенной системе.

По действующей технологии отходы металлообработки высоколегированных сталей и прецизионных сплавов, содержание легирующих в которых колеблется в пределах, % (по массе) Ni – 9,29, Mo – 2,9, Co – 2,13, Cr – 4,12 и др., направляются на доплавительный передел с режимом понижением степени рециркуляции. Низкая степень рециркуляции этих элементов обусловлена, в основном, формой присутствия легирующих элементов (оксидная), и малой плотностью (1,8-2,3 г/см³) окисленных отходов.

При существующих ограничениях содержания углерода в прецизионных сплавах (не более 0,03 %) наиболее вероятно в гетерогенных процессах восстановления тугоплавких элементов из окалины прецизионных сплавов применение водорода.

Целью настоящих исследований явилась разработка технологических параметров получения металлизированной окалины, пригодной для использования при выплавке исходного прецизионного сплава, а конкретные задачи заключались в исследовании кинетических закономерностей, фазовых и вещественных превращений при восстановлении металлооксидных отходов.

В работе использовали окалину следующего химического состава, % (по массе) C – 0,023, Si – 0,23, Mn – 0,305, S – 0,015; P – 0,015; Cr – 0,076; Ni – 21,99,

Co – 13,39; Cu – 0,15; Al – 0,15, Ti – 0,076, O – 24,4, Fe – остальное. Плотность окалины – 2,82 г/см³.

Исследования кинетики восстановления выполнены на универсальной термогравиметрической установке проточного типа по методике, предложенной в работе [5], с более совершенной системой непрерывного контроля изменения массы образца. Гравиметрическая часть построена на основе механоэлектрического преобразователя 6МХ8Б, т.е. сверхминиатюрного сдвоенного диодного механотрона с общим катодом косвенного накала с подвижными анодами и гибкими выводами, предназначенного для прецизионного измерения линейных перемещений в диапазоне ±100 мкм и усилий 0-20 Гс. Это обеспечивает погрешность измерений во всем диапазоне измеряемых масс не более 0,1 %.

Фазовый и количественный анализ отобранных образцов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-УМ1 в изучении кобальтового катода с железным фильтром. Режим сканирования – 30 кВ, 10 мА. Расшифровку дифрактограмм выполнили по общепринятой методике [6].

В качестве восстановителя применили осушенный водород из генератора водорода 'Водень-1', а защитным газом для продувки системы служил аргон, удовлетворяющий требованиям ГОСТ 10157-79.

Исследована кинетика водородного восстановления окалины в интервале температур 873-1373 К. Кинетические кривые приведены на рис. 1.

Самая низкая степень восстановления элементов из окалины (62 % за 180 мин) достигнута при температуре 873 К (кривая 1). Повышение температуры до 973 и 1073 К обеспечило увеличение степени восстановления, которая уже на 90-й мин достигла 54 и 70 % соответственно (кривые 2 и 3). Наблюдаемая скорость восстановления образца при температуре 1073 К за этот период значительно выше, а на 117-й мин степени восстановления двух образцов выровнялись и составили 80 %. Затем установлено некоторое повышение скорости восстановления окалины при температуре 973 К по сравнению с таковой при температуре 1073 К. На 180-й мин степень восстановления в обоих случаях одинакова и равна 84 %. Спешение скорости восстановления при температуре 1073 К объясняется образованием спеченного газоплотного блок-слоя на поверхности образца, который увеличивает сопротивление газообмену восстановителя и продуктов реакции. Повышение степени восстановления (кривая 2) на 90-й мин способствует разрушению поверхностного блок-слоя газообразными продуктами

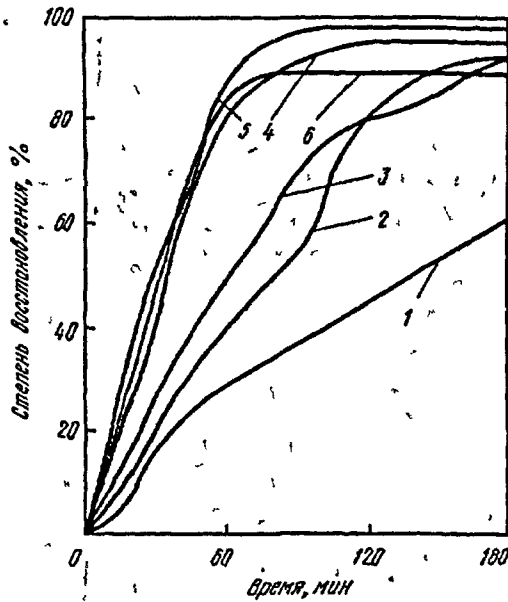


Рис 1 Кинетика водородного восстановления окалины никель-кобальтсодержащего прецизионного сплава. Расход водорода - 9 л/ч. Линейная скорость потока - $8 \cdot 10^3$ м/с. Температура восстановления, К.
1 - 873, 2 - 973, 3 - 1073, 4 - 1173, 5 - 1273; 6 - 1373

восстановления и смещению реакции удаления кислорода во внутреннюю рыхлую часть образца

Резкое повышение скорости обеспечивается дальнейшим увеличением температуры тепловой обработки на 100 К, о чем свидетельствует угол наклона кривой 4. Уже на 60-й мин достигнута степень восстановления 80%. Очевидно, что процесс протекает в кинетической области. Переход и протекание восстановления в диффузионной области после 60-й мин связаны со значительным снижением скорости восстановления. На 120-й мин достигнута степень восстановления окалины 95%, которая до конца эксперимента практически не изменилась.

Для этой серии экспериментов максимально достигнутая степень восстановления составила 99% за 100 мин при температуре 1273 К (кривая 5), а максимальная скорость восстановления на начальных стадиях (до степени восстановления 60%) наблюдалась при температуре 1373 К. Это же повышение температуры тепловой обработки стало причиной значительного снижения, а затем на 80-й мин прекращения восстановительного процесса. Степень удаления кислорода из образца была значительно ниже (88%), чем в предыдущем случае. Это объясняется тем, что наряду с ростом скорости восстановления получают развитие локальные процессы спекания на поверхности образца, которые создают блокирующий эффект [7, 8]. Дополнительный нагрев приводит к развитию объемного спекания. Косвенным подтверждением этого служит сильноспеченная структура по всему объему образца 6. Образец 1, имел рыхлую структуру без признаков спекания. Прочностные характеристики образцов 2-5 повышались с увеличени-

ем температуры нагрева (Номер образца соответствует номеру кривой)

Для изучения вещественных и фазовых превращений водородного восстановления окалины проведены опыты в изотермическом режиме при температуре 1273 К по методике, описанной в работе [9]. Кинетическая кривая с точками прерывания опытов через заданные промежутки времени приведена на рис 2

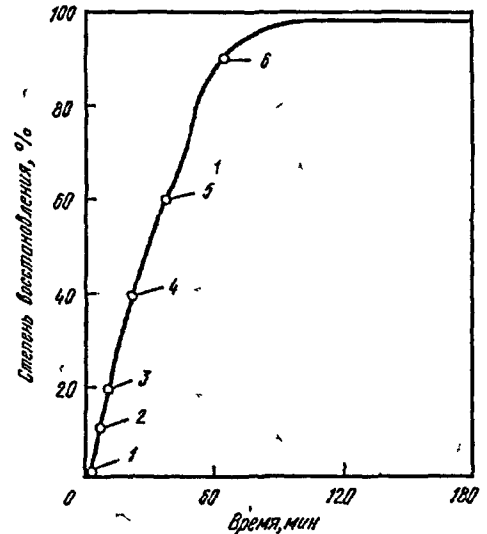
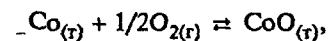


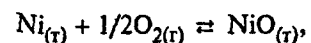
Рис 2 Кинетика восстановления окалины никель-кобальтсодержащего сплава водородом. Температура восстановления - 1273 К. Точки на кривой соответствуют следующей степени восстановления, %
1 - исходная, 2 - 10, 3 - 20, 4 - 40, 5 - 60, 6 - 90

Полученные продукты с различной степенью восстановления подвергали рентгеноструктурному анализу

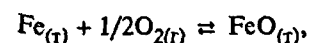
Известно [10, 11], что высшие оксидные соединения никеля и кобальта при нагреве обладают высокой скоростью сублимации и это в восстановительных процессах является основной причиной значительных безвозвратных потерь. В работе [11] при ведены температурные зависимости $\lg p_{O_2}$ (Па) диссоциации $CoO_{(r)}$, $NiO_{(r)}$ и для сравнения $FeO_{(r)}$



$$\lg p_{O_2}(CoO) = 13,59 - (24800/T) - 4,611 \cdot 10^{-4}T;$$



$$\lg p_{O_2}(NiO) = 11,619 - (24756/T) + 1,866 \cdot 10^{-4}T;$$



$$\lg p_{O_2}(FeO) = 5,518 - (27403/T) + 7,01 \cdot 10^{-4}T$$

Расчеты показывают, что давление кислорода, равное 0,1 МПа, для $\text{CoO}_{(г)}$, $\text{NiO}_{(г)}$ и $\text{FeO}_{(г)}$ достигается при 3572, 3412 и 5894 К соответственно. При этих температурах и нормальном давлении происходят полная диссоциация и сублимация приведенных оксидных соединений.

Но расчеты, выполненные для оптимальной температуры водородного восстановления окалины прецизионного сплава, показывают, что при 1273 К значения парциального давления кислорода в результате диссоциации $\text{CoO}_{(г)}$, $\text{NiO}_{(г)}$ и $\text{FeO}_{(г)}$ составят

$$P_{\text{O}_2}(\text{CoO}) = 3,32 \cdot 10^{-7} \text{ Па};$$

$$P_{\text{O}_2}(\text{NiO}) = 2,57 \cdot 10^{-8} \text{ Па},$$

$$P_{\text{O}_2}(\text{FeO}) = 7,66 \cdot 10^{-16} \text{ Па}$$

Значения парциального давления кислорода настолько малы, что можно говорить об отсутствии диссоциации и сублимации при оптимальной температуре водородного восстановления никелькобальтсодержащей окалины прецизионного сплава.

Участки дифрактограмм исследованных образцов с различной степенью восстановления окалины приведены на рис 3.

Исходная окалина представлена соединениями Fe_2O_3 , Fe_3O_4 и незначительной частью FeO . Никель и кобальт присутствуют в виде твердых растворов, которые обладают неограниченной растворимостью в железе и образуют непрерывный ряд на основе γ -структур (γ -Fe) [11].

В первую очередь восстанавливается Fe_2O_3 до Fe_3O_4 , а затем через стадию образования FeO до γ -Fe, которое обнаружено уже при достижении степени восстановления 20%. При степени восстановления 10% выявлен интерметаллид FeNi и практически полностью исчезает Fe_2O_3 . С ростом степени восстанов-

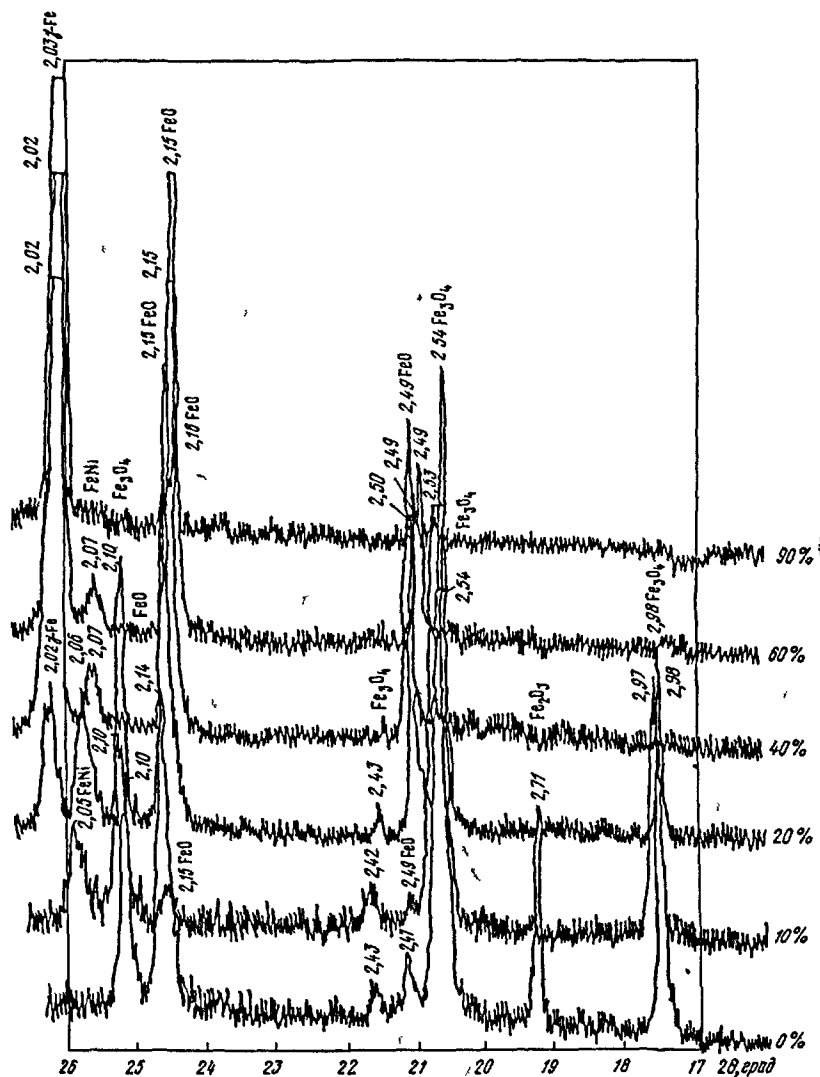


Рис 3 Участки дифрактограмм исследованных образцов окалины прецизионного сплава. Цифры у кривых соответствуют степени восстановления, цифры у пиков – параметрам кристаллической решетки

ления изменяется фазовый состав оксидов γ -железа в сторону преобладания FeO и повышается концентрация γ -Fe. При этом кристаллическая решетка продукта перестраивается, что сопровождается изменением ее параметров. Дальнейшее повышение степени восстановления сопровождается ростом концентрации FeO и FeNi, а затем ее снижением, и при степени восстановления 90 % их содержание становится незначительным. Целевой продукт восстановления состоит из γ -Fe и твердых растворов Ni и Co в γ -Fe. Отсутствие Ni и Co на дифрактограммах объясняется тем, что сканирование идет по поверхности образца, а Ni и Co находятся внутри кристаллической решетки.

Таким образом, при тепловой обработке никель-кобальтсодержащей окалины прецизионного сплава в водороде не обнаружено легковозгораемых и легковоспламеняемых соединений и фаз, что не требует создания специальных условий, предотвращающих потери легирующих элементов никеля и кобальта при восстановлении металлооксидных отходов.

Испытание металлизированной брикетированной окалины плотностью 3,32 г/см³ в качестве шихтовой добавки при выплавке прецизионного сплава, легированного никелем и кобальтом [28,3 и 17,7 % (по массе) соответственно], взятой в количестве от 25 до 90 кг/т, позволило сократить расход электролитических никеля и кобальта на 2,4–8,9 % соответственно. Усвоение этих элементов расплавом металла из нового легированного материала колебалось в пределах 93–96%.

Выводы. Определен температурный режим водородного восстановления окалины никелькобальтсодержащего прецизионного сплава, обеспечивающий степень восстановления более 99 %. Восстановление протекает через стадии образования соединений и

фаз, не обладающих заметной летучестью в области температур восстановления окалины (1173–1373 К) и температур введения металлизированной окалины в расплав металла (1793–1813 К), что обеспечивает усвоение ведущих легирующих элементов на 93–96 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Склянкин Ю.В. Экономика безотходного производства. – Киев: Техника, 1989. – 168 с.
- 2 Григорьев С.М., Ревун М.П., Архипенкова Е.А., Кириленко В.Г. К вопросу об утилизации отходов и производства высоколегированных сталей // *Металлургия РЖ* 1991 № 1 С 50–53.
- 3 Резниченко А.В. // *Изв. АН СССР. Металлы*, 1987 № 5 С 26–37.
- 4 Хиглей Л.В., Кросби Р.Д., Неумяйер Л.А. Внутризаводская утилизация отходов и производства нержавеющей и других видов специальных сталей // *Металлургия РЖ* 1983 № 5 С 33–35.
- 5 Острик П.И., Колесник П.Ф. Новые методы исследования процессов восстановления черных металлов: Доклад на симпозиуме "Экспериментальные методы изучения процессов и физико-химических характеристик восстановления черных и цветных металлов" 1–5 ноября 1971 г. / АН СССР ИМЕТ им А.А. Байкова / Отв. ред. С.Т. Ростовцев. – М.: Наука, 1974. – 170 с.
- 6 Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. – М.: Физматгиз, 1981. – 413 с.
- 7 Скорыходов В.В., Солонин С.М. Физико-металлургические основы спекания порошков. – М.: *Металлургия*, 1984. – 159 с.
- 8 Гуревич Ю.Г., Рахманов В.И. Термическая обработка порошковых сталей. – М.: *Металлургия*, 1985. – 80 с.
- 9 Григорьев С.М., Острик П.И., Бабенко В.И. и др. // *Сталь* 1988 № 10 С 94–97.
- 10 Рысс М.А. Производство ферросплавов. – М.: *Металлургия*, 1975. – 272 с.
- 11 Гасик М.И., Ляхишев П.П., Емлин Б.И. Теория и технология производства ферросплавов. Учебник для вузов. – М.: *Металлургия*, 1988. – 784 с.

Запорожский индустриальный институт. Поступила 30 март 1995 г.

УДК 669.054.83

© 1995 г. Н.А. Шагані, В.И. Борисов, И.Г. Крашенинников

ИССЛЕДОВАНИЕ ТУГОПЛАВКОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО АЛЮМОТЕРМИЧЕСКИМ ВОССТАНОВЛЕНИЕМ ХВОСТОВ ОБОГАЩЕНИЯ СУЛЬФИДНЫХ РУД

Современные металлургические производства характеризуются ростом объемов перерабатываемого сырья. При этом образуется значительное количество отходов (например, на Магнитогорском металлургическом комбинате ежегодно образуется 235 тыс. т шламов и пылей [1]), обостряется экологическая обстановка в промышленных регионах, истощаются богатые месторождения минерального сырья. И как следствие этого, происходит переход промышленности на более бедное труднообогатимое сырье, что сопряжено со значительными техническими трудностями и капитальными затратами.

Одним из возможных выходов из означенной ситуации является использование в производстве про-

мышленных отходов, в частности – хвостов обогащения сульфидных руд, содержание железа в которых согласно данным [1], варьируется от 10 до 30 % (по массе).

В настоящее время не существует отработанных технологий утилизации данного класса отходов, с исключением попыток использовать их в качестве наполнителей в строительстве и добавок в малых количествах при металлургическом переделе [1, 2].

В представленной работе исследована возможность использования тугоплавкого сплава, полученного путем алюмотермического восстановления хвостов обогащения сульфидных руд на Лисаковском горнообогатительном комбинате Тугоплавкий сплав

(ТС) имеет следующий состав, % (по массе) Fe - 75,5 88,8; Al - 3,3 10,0; Si - 10,8 20,7; Cr - 1,0; Mn - 0,5; Nb - 0,4; Zn - 0,03; Zr - 0,002; N - 0,16, C - 2,2, S - 0,30, F - 0,019

По минералогическому составу этот сплав представляет собой сложное сочетание карбидов, нитридов, карбонитридов и оксикарбидов, обладающих высокой температурой плавления (по данным ДТА порошек этого сплава не плавится и слабо спекается при температуре 1700 °С), что является основной проблемой его промышленного использования

Одним из основных направлений решения поставленной задачи являлось использование недефицитных добавок, обеспечивающих снижение температуры плавления сплава и максимальную ассимиляцию его ценных компонент жидким металлом. К таким присадкам относятся отходы металлургического производства, колошниковая пыль, шламы аглодоменные и сталеплавильные, шлаки сталеплавильного производства и т.д. Основными составляющими вышеперечисленных материалов являются оксиды железа (FeO), кальция (CaO) и кремния (SiO₂), сумма которых, например, в шлаках и шламах сталеплавильного производства составляет 75-85%. Критерии выбора присадок были следующими: хорошая смачиваемость тугоплавкого сплава, низкая температура плавления и максимальная приближенность выбранного состава оксидного модификатора к составу сталеплавильных шлаков

В работе исследовали влияние присадок на температуру плавления тугоплавкого сплава (первая серия опытов), затем подбирали оптимальный состав комплексного оксидного модификатора (вторая серия опытов), после чего определяли количество комплексной присадки для перевода тугоплавкого сплава в его легкоплавкую модификацию (третья серия опытов) и, наконец, проверяли влияние вариантов загрузки и степень усвоения ценных компонент тугоплавкого сплава и его легкоплавкой модификации расплавом армко железа

Экспериментальные плавки проводили в печи сопротивления с графитовым нагревателем в токе азота. Температурный режим контролировался термопарой ВР 5/20

В первой серии опытов исследовали влияние FeO, CaO, SiO₂ на температуру плавления тугоплавкого сплава. Экспериментальные плавки проводили при температуре 1650 °С, с выдержкой 10 мин, масса на вески - 10 г. Результаты первой серии опытов представлены в табл. 1

Из приведенных экспериментов можно заключить, что наиболее эффективными добавками являются CaO и FeO. Но как уже отмечалось, гораздо чаще встречается сочетание оксидов кальция, железа и кремния, в том числе и в сталеплавильных, и доменных шлаках, поэтому во второй серии опытов исследовали влияние различных соотношений FeO CaO SiO₂ на температуру плавления комплексной оксидной смеси, а также ее смачиваемость тугоплавкого сплава

Таблица 1

Результаты первой серии экспериментов

Концентрация присадки, % (по массе)	Результат введения
10 % FeO	Смесь слабо спекается
20 % FeO	Смесь хорошо спекается, наблюдается частичное плавление
30 % FeO	Смесь хорошо спекается и плавится, металл мягкий, легко обрабатывается
10 % CaO	Смесь оксида кальция и ТС хорошо спекается. Вся поверхность образца покрыта крупными корольками металла
20 % CaO	Смесь хорошо спекается и плавится
10 % SiO ₂	Смесь не плавится и слабо спекается
20 % SiO ₂	Смесь не плавится и слабо спекается
30 % SiO ₂	Смесь хорошо спекается, наблюдается частичное плавление - образуются корольки металла

В табл. 2 представлены результаты измерения температуры плавления и краевого угла смачивания оксидного расплава различного состава подложки из отшлифованного тугоплавкого сплава

Таблица 2

Результаты второй серии опытов

№ п.п.	Соотношение компонентов в оксидном расплаве FeO CaO SiO ₂	θ, град	T _{пл} , °С
1	1 1 1	39,2	1270
2	1,5 1 1	39,0	1220
3	0,7 1 1	74,2	1370
4	2 1 1	58,0	1200
5	1 1,5 1	40,2	1280
6	1 2 1	63,2	1350
7	1 0,7 1	76,8	1320
8	1 5 1 1	36,5	1240

Из проведенных опытов следует, что наименьшим углом смачивания и температурой плавления обладают смеси с соотношением FeO CaO SiO₂, лежащим в интервале 1 1,5 1 1,5 1

С целью выявления количества оксидной смеси, достаточной для полного расплавления и модифицирования тугоплавкого сплава, были проведены дополнительные экспериментальные плавки. Температура опыта поддерживалась 1450 °С, состав оксидной смеси FeO CaO SiO₂ = 1,5 1 1. Результаты третьей серии опытов приведены в табл. 3

Из результатов эксперимента вытекает, что 15-20% (по массе) комплексной оксидной модифицирующей добавки достаточно для полного расплавления тугоплавкого сплава

Т а б л и ц а 3

Результаты третьей серии опытов

Содержание оксидной смеси, % (по массе)	Характеристика продукта
5	Смесь слабо спекается, но не плавится. Тугоплавкие кусочки и оксидные составляющие не изменяют своей формы.
10	Смесь хорошо спекается, наблюдается частичное плавление с выделением корольков металла.
15	Смесь полностью расплавилась с образованием монолитного металлического слитка.
20	Смесь полностью расплавилась с образованием монолитного металлического слитка.
30	Смесь полностью расплавилась с образованием монолитного металлического слитка.

Для определения выхода легкоплавкой фазы при переработке тугоплавкого сплава и степени усвоения легкоплавкой модификации металлическим расплавом были проведены дополнительные исследования, в которых изучали влияние вариантов загрузки тугоплавкого сплава и оксидной смеси на указанные выше показатели процесса.

Исследования проводили в печи сопротивления с нейтральной атмосферой в алуидовых тиглях. Время выдержки во всех сериях опытов составляло 10 мин. В качестве металла использовали армо железо. В качестве оксидной модифицирующей смеси использовали химически чистые FeO, CaO, SiO₂ крупностью 0,3 мм, взятые в соотношении 1,5 : 1,5 : 1. Результаты исследований приведены в табл. 4.

Результаты экспериментов подтверждают справед

ливость выбранного состава модифицирующей оксидной присадки. Независимо от варианта загрузки степень перехода основных легирующих элементов в металл для Al, Si, Cr, Ti составляет не менее 90 %; для Mn – от 40 до 60 %, для N – не менее 50 %.

Следует особо отметить низкое содержание серы и фосфора в легкоплавкой модификации исходного сплава и в легированном металле, что скорее всего объясняется высокой активностью оксидного расплава и служит показателем возможности применения тугоплавкого сплава в качестве легирующего.

Высокое содержание азота в металле, а также присутствие в тугоплавком сплаве карбонитридных, карбидных и нитридных составляющих позволяют заметить направление его использования, как легирующего, для получения высокопрочных дисперсионно упрочненных марок стали типа 14Г2АФ, 16Г2АФ, 14Г2ФАД, 16Г2АФД, 12ГН2МФАЮ путем легирования первичного расплава соответствующими ферро сплавами.

Необходимо учесть, что количество окисленных хвостов обогащения сульфидных руд насчитывает сотни миллионов тонн и непрерывно растет. Кроме того, предложенный способ может быть с успехом использован для модификации тугоплавких карбонитридосодержащих сплавов, полученных металлургическим восстановлением пиритных огарков, хвостов обогащения окисленных никелевых руд, а также других видов отходов, не находящихся применения в черной металлургии вследствие загрязненности вредными примесями.

Выводы. Предложен способ использования тугоплавкого сплава путем введения комплексного оксидного модификатора, а именно смеси оксидов FeO, CaO, SiO₂ в соотношении 1,5 : 1,5 : 1.

Т а б л и ц а 4

Результаты исследования усвоения тугоплавкого сплава металлическим расплавом армо железа

Варианты загрузки тугоплавкого сплава (ТС)	Т, °С	Выход металла, г	Выход шлака, г	Потери в газовую фазу, г	Химический состав металла, % (по массе)							
					Al	Si	Cr	Mn	Ti	N	S	P
1 100 г ТС загружали в алуидовый тигель	1700	95,5	-	0,5	Сплав не спекается и не плавится. Химический анализ не проводился.							
2 40 г ТС и 6 г оксидной смеси смешивали и загружали в тигель	1400	38,0	4,0	3,0	7,0	11,0	8,4	0,20	0,42	0,035	0,0120	0,010
3 6 г оксидной смеси загружали в тигель, расплавляли, на ее поверхность загружали кусковой ТС (40 г)	1400	39,0	4,0	2,0	8,0	12,9	9,3	0,35	0,5	0,04	0,0100	0,009
4 100 г армо железа расплавляли, на его поверхность последовательно загружали оксидную смесь (6 г), а затем ТС (40 г)	1550	139,0	4,5	2,5	2,4	3,5	0,4	0,05	0,12	0,025	0,02	0,009
5 100 г армо железа расплавляли и на его поверхность загружали 40 г легкоплавкой модификации, полученной в опыте 3	1550	139,7	-	0,3	2,6	4,0	0,25	0,08	0,14	0,030	0,017	0,08
6 100 г армо железа загружали в тигель совместно с исходным порошком ТС (40 г) крупностью менее 1 мм	1700	140,0	-	-	Смесь спекается, но не плавится, на поверхности и в изломе видны отдельные корольки металла, 1-2 мм величиной. Химический анализ не проводился.							

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Вторичные минеральные ресурсы черной металлургии. Справочник / Под общей ред. В.Г. Барышникова и др. - М.: Экономика, 1986. Т. 2 -

344 с. 2 Комплексное использование сырья и отходов / Б.М. Равич, В.П. Окладников, В.И. Лыга и др. - М.: Химия, 1988. - 288 с.

Московский государственный институт стали и сплавов. Поступила 6 марта 1995 г.

УДК 669 18 046 5

© 1995 г. Д.Я. Поволоцкий, С.В. Зырянов

ДЕСУЛЬФУРАЦИЯ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ АРГОНО-КИСЛОРОДНОГО РАФИНИРОВАНИЯ

Широкое применение аргоно-кислородного рафинирования для производства нержавеющей стали (процесс AOD) в развитых странах и перспективы его использования в России вызывают необходимость изучения физико-химических процессов его протекания. Это, в частности, относится к десульфурации стали, в достаточной степени трудно выполнимой при плавке в агрегате аргоно-кислородного рафинирования (АКР) вследствие образования шлаков с высоким содержанием оксидов хрома и, обычно, низкой основности - $(\% \text{CaO})/(\% \text{SiO}_2) = 1 - 3$. Ее изучение явилось предметом настоящего исследования.

Плавки нержавеющей стали проводили в единственном пока в России агрегате АКР вместимостью 100 т электросталеплавильного цеха Челябинского металлургического комбината (АО "Мечел"). На восьми опытных плавках, проведенных по принятой в цехе технологии, на повалках отобрали 18 пар проб

металла и шлака. В период продувки ванны аргоно-кислородной смесью, в составе которой отношение O_2/Ar по ходу плавки изменялось от 6/1 до 1/3, содержание хрома в металле составляло 15-17%, а серы - 0,011-0,029%. Содержание оксидов хрома в шлаке (в пересчете на Cr_2O_3) - 17-27%. Температура металла, измеряемая термомпарой после каждого периода продувки (при определенном отношении O_2/Ar), была в пределах 1608-1717 °С. Результаты контроля приведены в табл. 1 и 2.

Изучали влияние физико-химических свойств шлака и некоторых параметров плавки, главным образом, на коэффициент распределения серы между шлаком и металлом ($L_S = (S)/(S)$), оказывающий решающее влияние на степень десульфурации.

Как известно, к факторам, наиболее сильно влияющим на L_S , обычно относится основность, выраженная отношением $(\% \text{CaO})/(\% \text{SiO}_2)$. Однако

Таблица 1

Состав шлаков опытных плавок, %

Номер плавки	Номер пробы	CaO	SiO ₂	Cr ₂ O ₃	FeO	MgO	Al ₂ O ₃	MnO	TiO ₂	P ₂ O ₅	S
190052	14	43,07	11,58	20,53	5,42	8,70	1,75	0,53	1,54	0,025	0,053
190054	13	28,29	9,90	23,28	2,71	15,70	4,42	1,13	1,25	0,150	0,027
	14	32,88	17,99	23,10	2,28	11,83	2,34	0,50	1,32	0,124	0,021
	15	26,10	25,22	18,77	1,42	12,15	4,68	0,76	1,54	0,096	0,012
190238	11	31,90	32,00	4,83	1,49	16,70	8,90	1,30	2,07	0,002	0,027
190241	14	35,60	12,30	29,80	4,46	13,80	3,35	0,67	0,71	0,006	0,072
	15	38,00	13,40	25,90	7,20	11,60	3,50	0,80	0,64	0,003	0,061
190242	13	39,20	18,40	21,70	5,27	13,90	3,80	0,77	1,01	0,006	0,043
	15	40,00	11,30	25,70	6,98	12,10	2,80	0,75	0,69	0,008	0,057
	16	43,70	9,80	25,00	5,20	11,70	2,62	0,61	0,67	0,009	0,080
190243	14	35,00	15,70	26,60	5,30	12,90	3,36	0,82	1,07	0,007	0,075
	15	35,00	15,90	26,50	4,20	13,10	3,47	0,79	1,10	0,007	0,071
	16	37,40	12,70	26,10	3,42	12,70	3,03	0,71	0,93	0,008	0,079
190244	19	40,90	24,20	9,20	2,95	15,00	3,30	0,49	0,86	0,003	0,050
	14	39,40	15,40	23,20	6,58	11,50	3,26	0,76	0,90	0,005	0,049
190245	15	39,20	14,30	24,80	5,32	11,90	3,06	0,69	0,85	0,006	0,048
	12	35,00	16,80	22,30	6,63	13,20	3,33	0,84	0,81	0,003	0,039
	14	37,50	13,50	26,40	7,80	11,00	3,20	0,72	0,69	0,004	0,042

Т а б л и ц а 2

Дутьевой режим и коэффициент распределения серы между шлаком и металлом

Номер плавки	Номер пробы	O ₂ /Ar	Q, м ³ /мин	P _{O₂} , кПа	(S)/[S]
190052	14	3,26	56,8	77	3,30
190054	13	5,56	98,3	84	2,36
	14	3,32	55,6	76	1,61
	15	0,91	69,4	48	1,00
190238	11	-	-	-	1,60
190241	14	0,96	48,2	50	2,77
	15	0,32	55,7	24	2,10
190242	13	3,32	48,4	76	2,87
	15	0,80	32,6	45	4,08
	16	0,28	40,2	22	5,71
190243	14	3,64	56,9	78	5,00
	15	0,95	49,4	49	5,46
	16	0,31	33,9	23	4,31
	19	0	32,2	0	3,76
190244	14	0,94	54,2	50	3,77
	15	0,27	48,0	22	4,36
190245	12	2,29	105,7	70	1,95
	14	0,96	37,7	50	1,90

на опытных плавках в агрегате АКР такое влияние на L_S четко не проявилось (рис 1) Коэффициент парной линейной корреляции величин этих параметров оказался равным 0,46

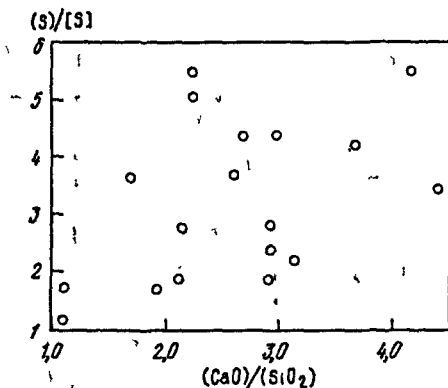


Рис 1 Зависимость коэффициента распределения серы между шлаком и металлом от основности шлака

Полученный результат, по-видимому, объясняется наличием в шлаке высокого содержания оксидов хрома, наиболее вероятно в виде связей, образующих группировки типа Cr₂O₃ [1] или Cr₃O₄ [2] Поэтому при оценке влияния физико-химических свойств шлака на дисульфурацию стали необходимо учитывать весь состав шлака, включая оксиды хрома

Как показало экспериментальное исследование [3], в шлаке системы CaO - SiO₂ - CrO_x при 1600 °С и

содержании CaO не более 50-60 % (мол) растворимость CrO_x - до 20 % (мол) Она превышает содержание его в шлаках процесса АКР, в частности на опытных плавках [Cr₂O₃ 7-17 % (мол)] Растворимость CrO_x - увеличивается до 60 % (мол) в шлаках CaO - SiO₂ - MgO - Al₂O₃ - CrO_x при снижении содержания CaO до 10 % (мол) Это позволяет допустить, что раствор оксидов хрома в шлаке не достигает насыщения, и использовать полученные химическим анализом содержания Cr₂O₃ для оценки десульфурующей способности шлака

В качестве критерия для такой оценки приняли предложенную Даффи и Ингремом [4] оптическую основность, которая является мерой способности ионов кислорода в шлаке быть донором электронов Оптическая основность чистых оксидов определяется электроотрицательностью по Полингу Согласно [5] она принята Λ_{CaO} = 1, Λ_{MgO} = 0,78, Λ_{Al₂O₃} = 0,605, Λ_{SiO₂} = 0,48; Λ_{TiO₂} = 0,55, Λ_{P₂O₅} = 0,40, Λ_{Cr₂O₃} = 0,55 Для оксидов переходных металлов, имеющих незавершенные внутренние электронные оболочки, предложены различные значения оптической основности Λ_{FeO} = 0,51, Λ_{MnO} = 0,59 при расчете по электроотрицательности Полинга [5] и Λ_{FeO} = 0,93, Λ_{MnO} = 0,95 при расчете по электронной плотности [6] При этом согласно экспериментальные данные с расчетом, отмечают [6, 7], что вследствие особенности взаимодействия катионов переходных металлов с различными анионами корреляция оптической основности с сульфидной емкостью требует применения оптической основности FeO и MnO, близкой к 1, т.е. рассчитанной по электронной плотности, а с фосфатной емкостью - рассчитанной по электроотрицательности Полинга

Учитывая это, по данным контроля опытных плавок в агрегате АКР определили зависимость коэффициента распределения серы между шлаком и металлом от оптической основности оксидов переходных металлов FeO и MnO с использованием разных ее значений (рис 2)

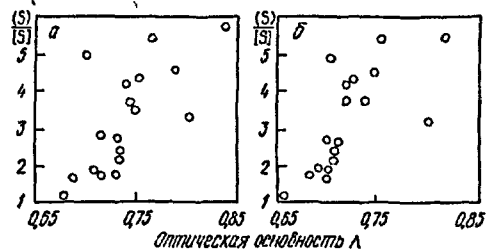


Рис 2 Зависимость коэффициента распределения серы между шлаком и металлом от оптической основности шлака
а - Λ_{FeO} = 0,51, Λ_{MnO} = 0,59; б - Λ_{FeO} = 0,93, Λ_{MnO} = 0,95

Как видно, при отличии абсолютного значения оптической основности характер ее влияния на L_S и теснота связи между этими параметрами практически не отличаются при использовании Λ_{FeO} = 0,51 и Λ_{MnO} = 0,59 или Λ_{FeO} = 0,93 и Λ_{MnO} = 0,95 Это

подтверждает расчет коэффициента парной линейной корреляции $r = 0,65$ для первых значений и $r = 0,63$ для вторых, при величине дисперсии этого коэффициента, равной 0,14 для каждого из этих значений. Следовательно, обе пары значений оптической основности оксидов FeO и MnO в равной мере применимы для изучения дисульфурации стали, во всяком случае при характерных для процесса АКР и других процессов плавки и выпечной обработки стали с содержанием в шлаке FeO до 7 % и MnO до 1,5 %.

Как видно (рис 2), оптическая основность оказывает значительное влияние на коэффициент распределения серы и, следовательно на степень десульфурации стали.

С целью определения степени влияния любого из компонентов шлака на оптическую основность, взяли производную последней по содержанию заданного компонента в процентах по массе. В конечном итоге она имеет вид

$$\frac{\partial \Lambda}{\partial A} = \frac{Z_{O(A)}/M(A)}{\sum (Z_{O(i)}/M(i))} (\Lambda_A - \Lambda),$$

где A – содержание компонента шлака, %, Z_O – количество атомов кислорода в компоненте, %, i – содержание любого компонента шлака, %, M – молекулярная масса, Λ – оптическая основность.

Согласно полученным результатам при значениях $\Lambda_{FeO} = 0,51$ и $\Lambda_{MnO} = 0,59$ для шлаков опытных плавков среднее значение $\Lambda = 0,71$. Если обозначить $\beta = 1/(1000 \sum Z_{O(i)}/M(i))$, то для отдельных оксидов этих шлаков производная от f равна $f_{CaO} = 5,2\beta$, $f_{MnO} = 1,8\beta$, $f_{SiO_2} = -7,2\beta$, $f_{FeO} = -2,8\beta$, $f_{MnO} = -1,8\beta$, $f_{Cr_2O_3} = -3,2\beta$, $f_{Al_2O_3} = -3,1\beta$, $f_{P_2O_5} = -10,6\beta$, $f_{TiO_2} = -4\beta$. Из расчетов следует, что повышают оптическую основность шлаков АКР оксиды CaO и MnO, особенно сильно первый из них. Остальные оксиды понижают основность, при этом в наибольшей степени – P_2O_5 и SiO_2 , не существенно – FeO и MnO. Если же принять значения оптической основности последних $\Lambda_{FeO} = 0,93$ и $\Lambda_{MnO} = 0,95$, то при среднем в этом случае значении $\Lambda = 0,73$ $f_{FeO} = 2,8\beta$, $f_{MnO} = 3,2\beta$, т.е. они ее повышают. В общем же, как это следует из уравнения производной, способность некоторых оксидов повышать или понижать оптическую основность шлака может изменяться в зависимости от величины этой основности.

Следует подчеркнуть, что отмеченная степень влияния проявляется при одинаковом увеличении абсолютного содержания компонента – на 1 % (по массе). Для реальных шлаков опытных плавков АКР возможное влияние отдельных компонентов определено расчетом парной линейной корреляции зависи-

мости оптической основности от содержания одного компонента шлака, приняв содержание других компонентов случайными. Лишь содержания двух компонентов шлака – CaO и SiO_2 – оказывают существенное влияние на оптическую основность. Коэффициент корреляции этой связи для CaO $r = 0,70$ при его дисперсии $\sigma = 0,12$, для SiO_2 $r = 0,62$ и $\sigma = 0,15$. Для всех других компонентов $r < 0,24$.

Таким образом, решающее влияние на оптическую основность реальных шлаков АКР и вообще шлаков выпечной обработки стали оказывают оксиды CaO и SiO_2 . И, хотя четкой связи коэффициента распределения серы L_S с основностью, выраженной отношением (% CaO/% SiO_2), не выявлено (рис 1), все же содержание этих оксидов и при плавке под высокохромистым шлаком оказывает существенное влияние на L_S и, следовательно, на степень дисульфурации нержавеющей стали при АКР.

По данным контроля опытных плавков была изучена возможность влияния и других параметров плавки на десульфурацию стали.

Так как парциальное давление кислорода в газовой смеси по ходу продувки опытных плавков изменялось в значительных пределах (табл 2), была определена возможность его влияния на десульфурацию стали вследствие окисления серы с переходом ее в газовую фазу. Степень десульфурации ($([\% S]_{нач} - [\% S]_{кон})/[\% S]_{нач} \cdot 100$ % за отдельные периоды плавки составляла от 0 до 27,3 %. Однако, как и коэффициент распределения серы L_S от отношения O_2/Al она не зависит. Следовательно, заметное окисление газовой фазой при продувке металла в агрегате АКР не происходит.

Полученный результат отличается от наблюдаемого при кислородно-конверторном процессе удаления серы в газовую фазу [9]. Возможно, это объясняется тем, что образующийся при окислении серы в зоне поступления окислительного газа SO_2 при АКР происходит затем почти через весь слой металла, где сера снова переходит в сталь.

Интенсивность продувки ванны газовой смесью Q на опытных плавках изменялась от 32,2 до 105,7 м³/мин. Однако влияние ее на коэффициент распределения серы L_S не проявилось (табл 2). По-видимому, повышение интенсивности продувки примерно в три раза не оказало существенного влияния на степень приближения системы металл – шлак к равновесному содержанию серы вследствие того, что концентрация серы в металле при всех режимах продувки весьма близка к равновесной со шлаком. Это согласуется с результатами исследования десульфурации при кислородно конверторном процессе [9].

Влияние температуры на коэффициент распределения серы между шлаком и металлом и на степень десульфурации не выявлено.

Выводы. При плавке высокохромистой нержавеющей стали в агрегате АКР коэффициент распределения серы между шлаком и металлом определяется оптической основностью шлака. Применение величин оптической основности оксидов переходных метал-

лов, рассчитанных по электроотрицательности Полинга - $\Lambda_{FeO} = 0,51$ и $\Lambda_{MnO} = 0,59$ или по электронной плотности - $\Lambda'_{FeO} = 0,93$ и $\Lambda'_{MnO} = 0,95$, дают одинаково удовлетворительные результаты при определении ее влияния на коэффициент распределения серы L_S , во всяком случае при содержаниях в шлаке FeO до 7 % и MnO до 1,5 % Окислительный потенциал смеси кислорода и аргона, а также интенсивность продувки не влияют на коэффициент распределения серы между металлом и шлаком и на степень десульфурации стали в процессе АКР

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Nakamura Y, Ohno T, Segawa K // Proc ICTIS, Suppl. Trans. ISIJ 1971 V 11 P 456 - 459 2 Yanke D, Gilscher A // Arch. Eisenhüttenwesen 1976 № 3 S. 147 - 151 3 Xiao Y, Polarra L // ISIJ International. 1993 V 33 № 1 P 66 - 74 4 Daffy JA, Ingram MD // Journal of the Inorganic and Nuclear Chemistry 1975 V 37 P 1203 - 1206 5 Bergman A // Steel Research. 1990 № 8 P 347 - 352 6 Sommerwille D, Yang Y // Steel Technology International. 1994 P 117 - 124 7 Wrampelmeyer I - Ch., Dimitrov S, Yanke D // Steel Research 1989 № 12 P 539 - 549 8 Bergman A, Gustafsson A // Steel Research. 1988 № 7 P 281 - 288 9 Бантманский В И Теория кислородно конверторного процесса. - М. Металлургия, 1975 - 376 с

Челябинский государственный технический университет Поступила 20 февраля 1995 г

УДК 669 065 083 4 532 529 5/6

© 1995 г М К Кадиров

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОДУВКИ ЖИДКОЙ СТАЛИ В КОВШЕ ПОД ВАКУУМОМ ИНЕРТНЫМ ГАЗОМ

Известно, что если при циркуляционном и порционном вакуумировании жидкой стали шлаки в основном защищают металл от попадания в него из атмосферы водорода и других газов, то при продувке жидкой стали под вакуумом в ковше инертным газом через его днище шлаки играют огромную роль, удерживая и усваивая всякие вредные примеси, газы и неметаллические включения [1] При этом следует отметить, что газовые пузырьки различных размеров и форм ведут себя по разному на границе двух жидкостей металла и шлака Тогда как мелкие пузырьки, не имея возможности прорваться к шлаку, накапливаются на границе двух жидкостей, относительно большие сферические и имеющие другие формы пузырьки, прорываясь к шлаку, помимо вредных газов, доставляют капли металла (корольки) в шлак Эти корольки металла после коагуляции с другими корольками, набрав достаточный вес, обратно попадают в металл

ческих включений необходимо использовать пульсирующую продувку жидкой стали в ковше под вакуумом инертным газом [3, 4]

Модель А Рассмотрим струйный режим продувания жидкой стали со дна ковша под вакуумом инертным газом через пористые вставки Струя аргона, взаимодействуя с жидким металлом, в конце пути распадается на пузырьки различных размеров и форм ($A_1 - A_1, C_1 - C_1$)

Пусть грибовидный пузырь занимает положение $A_1 - A_1$ (рис 1, а)

Представляется правомерным допустить, что в момент образования грибовидного пузыря его состояние характеризовалось явлением мгновенного статического равновесия, т е

$$p_{0i}^* = \rho g h_1 + \rho_{ш} g h_{ш} + 2\sigma / R_0^* + p_{ост}^*$$

где ρ - плотность жидкой стали; $h_1, h_{ш}$ - высота столба жидкой стали над пузырем в момент его образования и толщина шлака, $\rho_{ш}$ - плотность шлака, σ - поверхностное натяжение жидкой стали, R_0^* - равновесный эквивалентный радиус грибовидного пузыря, $p_{ост}^*$ - остаточное атмосферное давление

При этом лобовая часть пузыря совершает колебание с частотой ω . (рис 1, а) Мысленно мгновенно перенесем пузырь из положений $A_1 - A_1$ в положение $B_1 - B_1$, в котором внешнее давление, действующее на пузырь, составит

$$p(R) = \rho g h_2 + \rho_{ш} g h_{ш} + 2\sigma / (R_0^* + \delta \xi^*) + p_{ост}^* \quad (1)$$

Таким образом, в период продувки жидкой стали в ковше инертным газом под вакуумом в струйном режиме на границе двух жидкостей (шлака и металла) происходит непрерывное движение пузырьков вверх, а корольков из шлака в металл, и имеет место накопление мелких пузырьков на границе двух жидкостей [2]

Следует отметить, что, если не использовать жидкие синтетические шлаки, то более тяжелые корольки, попадая обратно в металл, могут занести серу и вредные газы в состав жидкой стали

Для оптимизации физико-гидродинамической ситуации на границе двух жидкостей с целью достаточного уменьшения накопления мелких пузырьков на границе металла и шлака, а также для интенсификации массопереноса и укрупнения мелких неметалли-

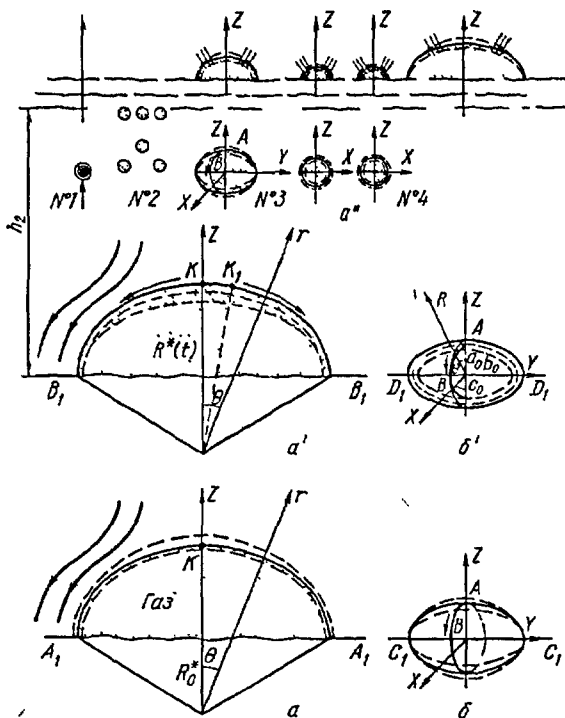


Рис 1 Схема поведения грибовидного (а а) и эллипсоидального (б б) пузырей и дробления грибовидного пузыря в жидкой стали под вакуумом на мелкие части (а)

где h_2 – гидростатическое давление жидкой стали над пузырьком в положении $B_1 - B_1$, $\delta\xi_*$ – приращение равновесного радиуса R_0^* грибовидного пузыря

Так как $h_2 \ll h_1$, то $p_{0l} > p(R)$ Следовательно, под преобладающим действием внутреннего давления грибовидный пузырь получает расширение, увеличиваясь в объеме [5] (рис 1, а)

Опираясь на модель Хигби, принимаем движение жидкости, обтекающей лобовую поверхность грибовидного пузыря при его расширении, потенциалом, с потенциалом скорости φ , который удовлетворяет уравнению неразрывности

$$\sin\theta \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial \varphi}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial \theta} \left(\sin\theta \frac{\partial \varphi}{\partial \theta} \right) + \frac{1}{\sin\theta} \frac{\partial^2 \varphi}{\partial \psi^2} = 0 \quad (2)$$

Потенциал скорости движения жидкости, удовлетворяющий уравнению (2), принимаем в виде [6]

$$\varphi = -k_1 \left[\left(R_0^* + \delta\xi_* \right) - r \cos\theta \right] \dot{R}^* \quad (3)$$

В целях определения величины давления, отмечаемого в любой точке несжимаемой идеальной жидкости, воспользуемся интегралом Лагранжа-Коши

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \varphi}{\partial r} \right)^2 + \frac{p}{\rho} = f(t) \quad (4)$$

При использовании граничных условий учитываем влияние малой степени вязкости жидкости при изотермическом процессе, с учетом действия капиллярного и гидродинамического давлений

$$p = p(R) = p_l - \frac{2\sigma}{R_0^* + \delta\xi_*} + 2\eta \left(\frac{\partial v_r}{\partial r} \right)_{R_0^* + \delta\xi_*};$$

$$p_l = p_{0l} \left(\frac{R_0^*}{R^*} \right)^3 = p_{0l} - 3p_{0l} \left(\frac{\delta\xi_*}{R_0^* + \delta\xi_*} \right) + \dots \quad (5)'$$

$$p_{0l} = \rho g h_1 + \frac{2\sigma}{R_0^*} + \rho_{ш} g h_{ш} + p_{ост},$$

$$f(t) = \frac{\rho_{ш}}{\rho} g h_{ш} + g h_2 + \frac{p_{ост}}{\rho},$$

где r, θ, ψ – сферические координаты; p_l – внутреннее давление на пузырьке; η – динамическая вязкость жидкости; v_r – радиальная скорость

Так как $v_r = \frac{1}{r} \frac{\partial \varphi}{\partial r}$, $\frac{\partial v_r}{\partial r} = \frac{\partial^2 \varphi}{\partial r^2}$, то $2\eta \left(\frac{\partial v_r}{\partial r} \right) = 0$

Из уравнений (2) (5) при $r = R_0^* + \delta\xi_*$, $\cos\theta = \cos\theta_*$, $\theta_* = \text{const}$, пренебрегая величинами более высокого порядка малости, т.е. $\delta\xi_*^2 = \delta\xi_* \delta\xi_* = 0$, получаем

$$\ddot{R}^* - a_0 (\dot{R}^*)^2 - d_0 = 0, \quad (6)$$

$$\text{где } a_0 = \frac{k_1 \cos^2 \theta_*}{2(1 - \cos \theta_*) R_0^*}; \quad d_0 = \frac{g(h_1 - h_2)}{R_0^* (1 - \cos \theta_*)}$$

При $t = 0$, $R_l(0) = R_{0l}^*$, $\dot{R}_l(0) = A_0 \omega_*$ (ω_* – круговая частота пульсации лобовой поверхности грибовидного пузыря) уравнение (6) имеет соответствующее решение При этом стартовая скорость расширения лобовой поверхности грибовидного пузыря определяется по формуле (рис 1, а)

$$\dot{R}^* = n_0 \sqrt{2g(h_1 - h_2)} \operatorname{tg} \left(m_0 \frac{\omega_* t}{\sqrt{6}} \right); \quad (7)$$

$$\text{здесь } n_0 = \frac{1}{\sqrt{k_1 \cos \theta_*}}, \quad m_0 = \frac{\cos \theta_* \sqrt{k_1}}{1 - \cos \theta_*}, \quad k_1 = \text{const}, \quad [C_1 \approx 0];$$

$$0 < \theta_* < 90^\circ, \quad \omega_* = \left[\frac{3p(\infty)}{\rho R_0^2} \right]^{\frac{1}{2}}, \quad p(\infty) = \rho g (h_1 - h_2)$$

Полученная формула стартовой скорости расширения границы пузыря показывает, что основными параметрами, непосредственно влияющими на расширение грибовидного пузыря, являются глубина его образования и начальный эквивалентный статический радиус R_0^*

Перейдем к рассмотрению напряжений в сечении межфазной границы металл – газ. Вследствие колебаний лобовой поверхности грибовидного пузыря поперечное сечение межфазной границы металл – газ под действием внутреннего давления будет испытывать динамическое напряжение, достаточно превышающее статическое [7].

При всплывании грибовидного пузыря уменьшение гидростатического давления над ним вызывает, соответственно, увеличение амплитуды колебания его лобовой поверхности. Последнее в свою очередь, создает благоприятное условие для дробления пузыря, в результате влияния вращательного движения газа внутри пузыря, возникающего в нескольких его внутренних областях.

Рассмотрим анализ процесса дробления грибовидного пузыря.

Принимаем, что в результате дробления грибовидного пузыря в верхних слоях жидкой стали под вакуумом образовались сферические пузырьки №№ 1, 2, 4 и эллипсоидальный пузырь № 3.

Рассмотрим случай, когда внутреннее давление в пузырьке № 1 удовлетворяет неравенству $p_i \ll p(\infty) + 2\sigma/R_0$. Здесь происходит мгновенное замыкание газового пузырька.

График зависимости $v(R_0)$, выполненный с учетом основных положений работ [7–9], показан на рис. 2.

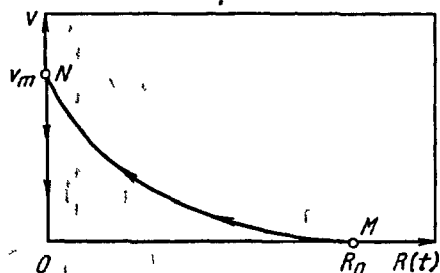


Рис. 2. Теоретическая кривая уменьшения размера пузырька при его мгновенном замыкании. Отрезок ON показывает скорость микроструи в момент исчезновения пузырька.

При мгновенном замыкании пузырька $t = 0$, $v_{01} = 0$, $R = 0$, поэтому согласно [8]

$$v_M = 3v_{**}, \tag{8}$$

где v_M – скорость выбрасывания микроструи, v_{**} – относительная скорость микроструи.

График зависимости $v - R$, а также уравнение (8), показывают, что мгновенное замыкание газового пузырька в верхних слоях металла вызывает движение микроструи со значительной кинетической энергией, обуславливающее увеличение дальности полета капель металла в процессе их выбрасывания.

Мелкие сферические пузырьки № 2, где по Кельвину можно принять [10] $p_j = p(\infty) + 2\sigma/R_{0j}$ ($j = 1, 2, 3$), не обладают способностью расти, поскольку их внут-

реннее давление не превышает внешнего давления, т.е. $p(R) = 2\sigma/R_{0j} + p(\infty)$. Эти пузырьки (№ 2), всплывая в шлак, могут участвовать в создании пены [11]. Они имеют тенденцию разрушаться, либо коагулировать с другими пузырьками при условии, что импульс, созданный в результате разрушения других крупных пузырей, окажет соответствующее воздействие.

Теперь рассмотрим эллипсоидальный пузырь № 3 в момент, когда его полуось b_0 , совпадающая с осью Y, занимает горизонтальное положение и мысленно остановим его в этом положении (рис. 1, а”).

Принимаем, что газовый пузырь имеет форму эллипсоида вращения, т.е. полуоси $a_0 = c_0$. Пусть под действием внутреннего давления полуоси эллипсоида вращения получают некоторые приращения $\delta a = \delta c$, являющиеся следствием уменьшения гидростатического давления над пузырем в процессе его всплывания.

$$a = c = a_0 + \delta a = c_0 + \delta c, \quad b = b_0 = \text{const}$$

При этом жидкость, окружающая пузырь, приводится в движение. Движение жидкости принимаем потенциальным с потенциалом скорости ϕ , который удовлетворяет уравнению неразрывности (2) и имеет вид

$$\phi = -\frac{\delta \dot{a}}{2} r \cos \theta \tag{9}$$

Остановимся на случае перемещения фиксированной точки дуги $\overset{\cup}{AB}$, где $\theta = \theta_* = \text{const}$ (рис. 1, а”). С целью описания характера движения жидкости по дуге $\overset{\cup}{AB}$ воспользуемся интегралом Лагранжа Коши (4), где [12, 13]

$$p(R) = p_i - \frac{\sigma}{a_0 + \delta a} - \frac{\sigma}{b_0},$$

$$p_i = p_{01} \left[\frac{a_0^2}{(a_0 + \delta a)^2} \right] \approx \frac{p_{01}}{\left(1 + \frac{2}{a_0} \delta a \right)}, \tag{10}$$

$$p_{01} = p(\infty) + \frac{\sigma}{a_0} + \frac{\sigma}{b_0}, \quad p(\infty) = p_{ж} + p_{ост}$$

$$f(t) = \frac{p(\infty)}{\rho}, \quad p_{ж} = p_M + p_{ш}$$

Незначительным влиянием вязкости жидкости на перемещение границы пузырька пренебрегаем. На основании уравнений (4), (9), (10) при $r = a_0 + \delta a$, пренебрегая величинами более высокого порядка малости δa^2 , $\delta \dot{a} \delta a$ и т.д., получаем следующее линейризованное уравнение, описывающее принципы перемещения фиксированной точки поверхности пузырька.

$$\delta \ddot{a} + \frac{1}{\cos \theta_*} \left[\frac{4p(\infty)}{\rho a_0^2} + \frac{2\sigma}{\rho a_0^3} + \frac{4\sigma}{\rho b_0 a_0^2} \right] \delta a = 0 \quad (11)$$

Уравнение (11) при $\cos \theta_* = 1$ имеет известное решение

$$\delta a = A_{01} \sin(\omega_* t + \psi_*) \quad (12)$$

Уравнения (11) и (12) показывают, что поверхность эллипсоидального пузыря при всплывании совершает незатухающее синусоидальное колебание

В процессе всплывания колебание поверхности эллипсоидального пузыря обуславливает расширение последнего вследствие уменьшения гидростатического давления над ним

Модель Б Пусть на дне ковша в результате дробления продуваемого газа на пузырьки образовался также и эллипсоидальный пузырь Мысленно остановим его в положении $C_1 - C_1$, когда его полуось b_0 , совпадающая с осью Y , занимает горизонтальное положение (рис 1, б) Принимаем, что в момент образования эллипсоидального пузыря в положении $C_1 - C_1$ имеет место статическое равновесие между внутренним и внешним давлениями

$$p_{01} = \rho g h_1 + \rho_{ш} g h_{ш} + \sigma/a_0 + \sigma/b_0 + p_{ост}$$

Мысленно мгновенно перенесем эллипсоидальный пузырь из положения $C_1 - C_1$ в положение $D_1 - D_1$ В положении $D_1 - D_1$ внешнее давление, действующее на пузырь, составит (рис 1, б)

$$p(R) = \rho g h_2 + \rho_{ш} g h_{ш} + \frac{\sigma}{a_0 + \delta \xi_*} + \frac{\sigma}{b_0 + \delta \xi_*}$$

Так как $h_1 \gg h_2$ и $p_{01} > p(R)$ в положении $D_1 - D_1$, то под преобладающим действием внутреннего давления эллипсоидальный пузырь начинает расширяться и увеличиваясь в объеме При этом имеет место движение жидкости по дуге $\overset{\cup}{AB}$ (рис 1, б)

Потенциал скорости движения жидкости, обтекающей пузырь по дуге $\overset{\cup}{AB}$, который удовлетворяет уравнению неразрывности (2), принимаем в виде

$$\varphi = -\frac{\dot{a}}{2} r \cos \theta \quad (13)$$

Остановимся на случае перемещения фиксированной точки дуги $\overset{\cup}{AB}$, где $\theta = \theta_* = \text{const}$ С целью описания характера движения жидкости по дуге $\overset{\cup}{AB}$ воспользуемся интегралом Лагранжа-Коши (4), где

$$p(R) = p_i - \frac{\sigma}{a_0 + \delta \xi} - \frac{\sigma}{b_0 + \delta \xi},$$

$$p_i = \frac{p_{01}}{\left(1 + \frac{2}{a_0} \delta \xi\right)} = \frac{a_0 p_{01}}{(a_0 + 2\delta \xi)}, \quad (14)$$

$$p_{01} = \rho g h_1 + \rho_{ш} g h_{ш} + \frac{\sigma}{a_0} + \frac{\sigma}{b_0} + p_{ост},$$

$$f(t) = g h_2 + \frac{\rho_{ш}}{\rho} g h_2 + \frac{p_{ост}}{\rho}$$

На основе уравнений (4), (13), (14), при $r = a_0 + \delta \xi$, пренебрегая величинами более высокого порядка малости $\delta \xi^2$, $\delta \xi$, $\delta \xi \dot{\delta \xi}$ и т.д., получаем следующее линеаризованное уравнение, описывающее принципы перемещения фиксированной точки поверхности пузыря

$$\ddot{a} - \dot{a}_0 \dot{a}^2 - d_0 = 0, \quad (15)$$

здесь $a_0 = \frac{\cos \theta_*}{4a_0}$, $d_0 = \frac{2g(h_1 - h_2)}{a_0 \cos \theta_*}$; $C_1 \approx 0$

При $t = 0$, $a(0) = a_0$, $\dot{a}(0) = A_0 \omega_*$, уравнение (15) имеет соответствующее решение При этом стартовая скорость перемещения фиксированной точки поверхности пузыря имеет вид

$$\dot{a}(t) = k_0 \sqrt{2g(h_1 - h_2)} \operatorname{tg} \left(\frac{\omega_* t}{\sqrt{6}} \right), \quad (16)$$

где $\omega_* = \sqrt{\frac{3p(\infty)}{\rho a_0^2}}$; $k_0 = \frac{2}{\cos \theta_*}$

Полученная формула (16) показывает что скорость перемещения поверхности и эллипсоидального пузыря зависит от глубины его образования и начального статического радиуса a_0 и b_0

В заключение, в процессе выхода из ботсы плотной среды в достаточно менее плотную среду, а именно на поверхность шлака, газовые пузырьки под действием внутреннего давления получают соответствующие расширения Вследствие действия силы инерции равновесие между внешним и внутренним давлениями в пузырьках мгновенно не устанавливается, что обуславливает колебательные движения, совершаемые поверхностями газовых пузырьков, испытывающими при этом динамическое напряжение в сечениях малообновляемой металлической пленки [7]

Неоднородность пленки, составляющей межфазную границу, является причиной ускорения процесса разрушения пузырьков, поскольку в каком то слабом месте под действием динамического напряжения неизбежно произойдет разрыв При этом газозор динамического напряжения имеет вид [10] $\bar{p}_d = k_d \bar{p}_c$,

где k_d – коэффициент динамичности, \bar{p}_c – тензор статического напряжения

Известно [7], что вследствие высокой плотности и поверхностного натяжения жидкой стали внутреннее давление во всех формах газовых пузырьков к моменту достижения верхних слоев металла достаточно превышает внешнее давление. Это обуславливает взрывообразный характер дробления больших газовых пузырей в непосредственной близости от зеркала металла. В этом случае существует вероятность перехода водорода и серы из шлага в металл [11]

Для эффективной дегазации жидкой стали в ковше под вакуумом при продувке инертным газом необходимо, чтобы на дне ковша струя продуваемого газа в конце пути дробилась, в основном, на сферические и почти сферические пузырьки газа. Многочисленные сферические и почти сферические пузырьки газа (числом n) при достижении верхних слоев металла под действием преобладающего внутреннего давления расширяются многократно, где имеет место оптимальное увеличение эффективной поверхности дегазации F и коэффициента массопередачи k [13]. Достаточно дегазированные более остывшие верхние слои металла опускаются по стенкам ковша вниз, занимая нижние слои металла, чем способствуют попаданию в верхние слои металла его недегазированных участков. Этот процесс должен продолжаться до тех пор, пока весь металл в ковше полностью не дегазируется.

Необходимо отметить, что этим процессом можно достаточно грамотно управлять и проводить постоянный контроль, если использовать физико-гидромеханические параметры процесса в качестве инструмента для достижения цели.

Выводы. При продувке жидкой стали со дна ковша инертным газом необходимо продувку под вакуумом проводить таким образом, чтобы в конце пути струя

УДК 669 184 517 95

газа дробилась на сферические и почти сферические пузырьки газа. Для этого следует использовать пульсирующую продувку инертным газом с частотой $\omega > \omega_1$ и амплитудой давлений $p_a > p(\omega)$ [3]. Для оптимального укрупнения мелких неметаллических включений в конце процесса необходимо использовать пузырьковый режим продувки в течение 3–5 мин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Я в о й с к и й В.И. Теория процессов производства стали – М. – Металлургия, 1967 – 792 с. 2 Г е г у з и н Я.Е. Пузыри – М. Наука 1985 – 173 с. 3 К а д и р о в М.К. Динамические эффекты мощного ультразвука. Сб. науч. тр. / Удмуртский ГУ / – Ижевск. Изд. Удм. ГУ 1981. Вып. 2. С. 31 – 39. 4 К а д и р о в М.К., В и ш к а р е в А.Ф., Е ж о в А.А. // Изв. вуз. Черная металлургия 1988 № 11. С. 29 – 33. 5 М е д ж и б о ж с к и й М.Я. Производство стали. Сб. науч. тр. / ДонНИИЧМ / – Донецк. Изд. ДонНИИЧМ 1971. Вып. 25. С. 7 – 22. 6 К а д и р о в М.К. Применение физических и физико-химических методов в технологических процессах. Тематич. сб. науч. тр. / МИСиС / – М. Металлургия 1990. С. 123 – 128. 7 К а д и р о в М.К. // Изв. АН СССР. Металлы 1984 № 1. С. 15 – 19. 8 О х о - ц и м с к и й Д.Е. // Прикладная математика и механика. 1946. Т. XI. Вып. 2. С. 251 – 301. 9 К а д и р о в М.К. // Изв. АН СССР. Металлы 1979 № 3. С. 18 – 20. 10 О н о С., К о н д о С. Молекулярная теория поверхностного натяжения в жидкостях – М. Изд. ИЛ, 1963 – 291 с. 11 Включения и газы в стлях / В.И. Явойский, С.Л. Близищев, А.Ф. Вишкарёв и др. – М. Металлургия, 1979 – 272 с. 12 М о с т к о в М.А. Прикладная гидродинамика – М. – Л. Гос. энергониздат, 1963 – 462 с. 13 К л ю п е л ь Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. Ч. II. Основы и технология ковшовой металлургии – М. Металлургия, 1984 – 415 с.

Казахский химико-технологический институт. Поступила 21 ноября 1994 г.

© 1995 г. Л.Н. Королькова, Э.Э. Меркер, Е.С. Коллекцинова

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДОЖИГАНИЯ ОКСИДА УГЛЕРОДА В КОНВЕРТЕРЕ.

Применение двухъярусной кислородной фурмы позволяет интенсифицировать процессы дожигания оксида углерода (СО) над зоной продувки в конвертере [1]. Дожигание СО в струе O₂ происходит в результате подсоса его с последующим сгоранием до диоксида углерода (СО₂). Выделяющаяся при этом энергия идет на нагрев струй O₂ в системе газодинамической защиты (ГДЗ) [2], а затем шлага и металла в конвертерной ванне [3].

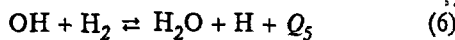
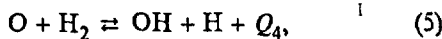
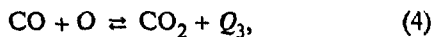
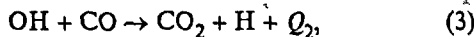
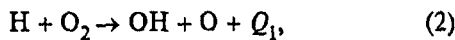
Уравнение переноса энергии с учетом химической реакции CO + O₂ → CO₂ имеет следующий вид

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = -\rho C_p w \Delta T - \text{div } J_g + q_n, \quad (1)$$

где $\rho C_p w \Delta T$ – конвективный перенос тепла в струе, $\text{div } J_g$ – перенос тепла в струе теплопроводностью, q_n – тепло, выделяемое или поглощаемое в результате химической реакции, $\partial T / \partial t$ – изменение температуры во времени, C_p – теплоемкость при постоянном давлении; ρ – плотность газовой струи.

Процессы дожигания СО в струе основываются на диффузионной теории горения, так как смещение СО и O₂ идет в объеме горения, и сам процесс горения протекает по цепному механизму с участием активных центров [4]. Наличие водяных паров (7–9%) в конвертерных газах способствует увеличению скорости горения смеси СО + O₂ над ванной из-за появления радикала ОН, водорода и кислорода в атомарном состоянии, которые служат первичными центрами реакции.

Механизм реакции имеет вид



Реакции (2) и (3) составляют цепь, а (5) и (6) - ее разветвления. Реакции (4) (6) являются обратимыми. Однако обратная реакция (4) связана энергией активации Q_4 , которая достаточно велика. Согласно данным¹ Г. А. Барского и Г. К. Соболева до температуры смеси 2100 К обратную реакцию (4) в конвертере [1] можно не учитывать, так как при температурах меньше 2100 К газы CO_2 и H_2O практически не диссоциируют [3].

Анализ условий конвертерной плавки показывает [1, 3], что при разработке математической модели горения СО в струе O_2 наклонной ГДЗ [2] диссоциацию CO_2 можно не учитывать. При этом были использованы следующие допущения:

- 1) радиальное распределение физических величин в струях ГДЗ не учитывается,
- 2) в струях поддерживается равновесие системы $\text{CO} - \text{CO}_2 - \text{O}_2$,
- 3) передача тепла излучением в струях невелика.

С привлечением положений кинетики и механизма горения СО в потоке O_2 получена замкнутая система уравнений, представляющая математическую модель процесса дожигания СО струями кислорода в системе ГДЗ над зоной продувки в следующем виде:

$$\frac{dK}{dl} = \sqrt{\rho \rho_{cp}} \pi d \{ A |w + w_{cp} \sin \beta| + B |w_{cp} \cos \beta| \}, \quad (7)$$

$$\frac{d(KC)}{dl} = -\frac{16}{28} X_{cp} \frac{dK}{dl}, \quad (8)$$

$$X_{\text{O}_2} + X_{\text{CO}} + X_{\text{CO}_2} = 1, \quad (9)$$

$$\ln \left(\frac{p_{\text{CO}}^2 p_{\text{O}_2}}{p_{\text{CO}_2}^2} \right) = -\frac{14760}{T} + 4,54; \quad (10)$$

$$\frac{d(Kw \cos \beta)}{dl} = 0, \quad (11)$$

$$\frac{d(Kw \sin \beta)}{dl} = -w_{cp} \frac{dK}{dl} - g \pi \frac{d^2}{4} (\rho_{cp} - \rho), \quad (12)$$

$$\frac{d[K(H - H_{cp})]}{dl} = 0, \quad (13)$$

$$\eta_{\text{CO}} = \frac{X_{\text{CO}_2}}{X_{\text{CO}} + X_{\text{CO}_2}} \cdot 100 \%, \quad (14)$$

$$\eta_{\text{КПД}} = \frac{n \alpha_{\Sigma} (T - T_M) F - n D F X_{\text{CO}} Q_{\text{CO}_2}}{V_{\text{O}_2} \frac{b}{100} Q_{\text{CO}} \frac{32}{22,4}}, \quad (15)$$

$$K = \rho \pi \frac{d^2}{4} w \quad (16)$$

В представленной системе уравнение (7) описывает закон непрерывности [5]; в котором l - длина струи, ρ и ρ_{cp} - плотность струи и встречного потока, d - диаметр струи; w и w_{cp} - скорости струи и встречного потока, β - угол наклона струи к поверхности ванны; A и B - коэффициенты вовлечения в струю.

Уравнение (8) описывает закон сохранения компонентов [6], а уравнение (9) - равновесия системы $\text{CO} - \text{CO}_2 - \text{O}_2$. Здесь X_{O_2} , X_{CO} , X_{CO_2} - массовые концентрации O_2 , CO и CO_2 в струе, X_{cp} - концентрация СО во встречном потоке, а $C = X_{\text{O}_2} - \frac{16}{28} X_{cp}$.

Уравнение (10) представляет собой константу равновесия химической реакции $2\text{CO} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{CO}_2$. Здесь p_{O_2} , p_{CO} , p_{CO_2} - парциальные давления соответствующих газов в смеси, T - температура смеси, K - уравнение (11) и (12) описывают законы сохранения горизонтального и вертикального моментов. Уравнение (13) соответствует закону сохранения энтальпии [6], где H и H_{cp} - энтальпии струи и встречного потока. Уравнение (14) представляет собой выражение для расчета коэффициента дожигания, а уравнение (15) - термического КПД дожигания оксида углерода в струе кислорода. Здесь n - число струи дожигания, α_{Σ} - коэффициент теплоотдачи от струи к металлу; T_M - температура металла; K' - коэффициент массопередачи, F - площадь контакта струи с поверхностью металла, V_{O_2} - расход кислорода на дожигание, b - доля кислорода на дожигание оксида углерода, Q_{CO} и Q_{CO_2} - тепловые эффекты реакций окисления оксида углерода и восстановления CO_2 углеродом ($\text{CO}_2 + \text{C} \rightarrow 2\text{CO}$) в корочках шлака.

Начальные условия соответствуют выходу струи кислорода из сопла $X_0 = Z_0 = 0$; $X_{\text{CO}} = X_{\text{CO}_2} = 0$, $X_{\text{O}_2} = 1$, $\rho_0 = \rho_{\text{O}_2}$, $w_0 = w_{\text{O}_2}$, $d_0 = d_{\text{сопла}}$, $H_0 = Q_{\text{CO}}$, $T_0 = T_{\text{O}_2}$. Граничные условия соответствующие температура металла 1873 К, содержание СО в струе ГДЗ не более 30 %.

Для расчета КПД дожигания η_{CO} и теплового КПД агрегата $\eta_{\text{КПД}}$ использовали данные работы 180-т кислородного конвертера [5, 6]. Результаты расчета

¹ Барский Г. А. Исследование горения окиси углерода. Дис канд техн наук М, 1945 189 с.

Соболев Г. К. Высокотемпературное окисление и горение СО. Дис канд техн наук М, 1959 176 с.

по уравнениям (7) (16) распределения скорости, температуры и концентрации газовых компонентов по длине струй ГДЗ согласуются с данными японских исследователей [6]

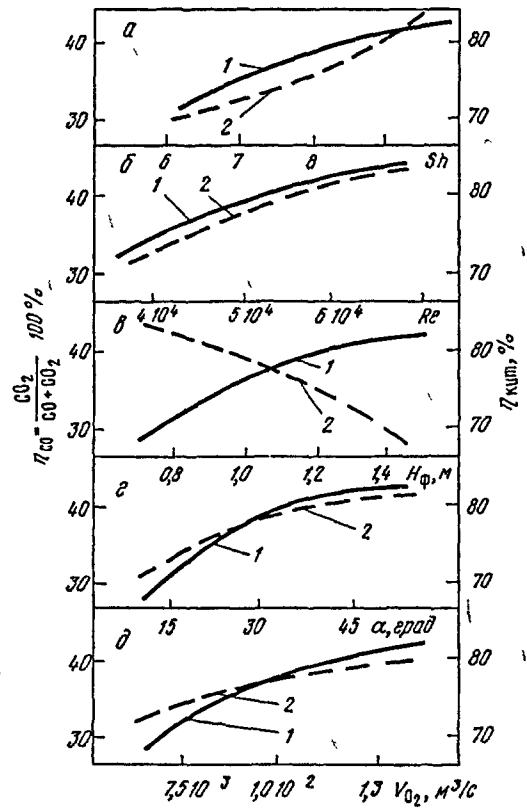
Установлено, что параметры эффективности дожигания CO в конвертере η_{CO} и $\eta_{кит}$ возрастают с повышением (см рисунок) чисел Re и Sh

По мере удаления сопел дожигания [2] от поверхности ванны, т.е. по мере увеличения H_{ϕ} (см рисунок, в) величина η_{CO} возрастает, но тепловой КПД при этом снижается. Это объясняется тем, что в этих условиях повышаются потери тепла с уходящими газами и снижается уровень теплопередачи излучением от факелов дожигания на металлы [3]. Изменение угла наклона струй ГДЗ к оси фурмы (см рисунок, г) существенно сказывается на η_{CO} и $\eta_{кит}$ до α менее 35 град. Эти же параметры возрастают с повышением расхода кислорода V_{O_2} на дожигание CO в конвертере

Выводы. Таким образом, результаты математического моделирования режима дожигания CO струями кислорода над зоной продувки в конвертере позволяют наметить пути повышения эффективности тепловой работы агрегата. Так как в данной модели учитывается массообмен между струями ГДЗ и потоком CO, поднимающегося из зоны продувки, то создаются предпосылки для оптимизации режима конвертерной плавки без снижения стойкости футеровки и повышения расхода чугуна даже при увеличении уровня интенсификации процесса подачи кислорода в целом

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Арсентьев П.П., Яковлев В.В., Комаров С.В. Конвертерный процесс с комбинированным дутьем - М. Металлургия, 1991 - 176 с
 2 Лузгин В.П., Меркер Э.Э. Эффективность работы мартеновских печей М. Металлургия 1992 - 144 с
 3 Баптизманский В.И., Бойченко Б.М., Черевко В.П. Тепловая работа кислородных конвертеров - М. Металлургия, 1988 - 174 с
 4 Основы практической теории горения / В.В.



Зависимость коэффициента дожигания оксида углерода η_{CO} (1) и теплового КПД агрегата $\eta_{кит}$ (2) от критерия Шервуда Sh (а), числа Рейнольдса Re (б), высоты сопел H_{ϕ} (в), угла наклона струй к оси фурмы α (г) и расхода кислорода V_{O_2} (д) на дожигание CO

Померичев, К.М. Арефьев, Д.Б. Ахмедов и др. - Л. Энергоатомиздат 1986 - 312 с
 5 Steward FR // Combustion Science and Technology 1970 V 2 P 203 - 212
 6 Мабуги М., Кокубу Х., Шакато Х. и др. // Тэцу то хэгисэ 1989 № 7 С 1109 - 1112

Строоскольский филиал Московского государственного института стали и сплавов. Поступила 1 декабря 1993 г

УДК 669 18

© 1995 г В В Стулов, В И Одинокоев

ТЕПЛООБМЕН В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ С ДЕФОРМАЦИЕЙ МЕТАЛЛА

Повышение эффективности производства непрерывнолитых заготовок достигается разработкой новых приемов воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл. Создание эффективных технологий получения заготовок связано с интенсификацией процессов теплообмена и массопереноса в затвердевающем металле.

В данной работе выполнено моделирование на свинце разливки стали в кристаллизатор с перемещающимися вертикальными и наклонными гранями. В отличие от работы кристаллизаторов современных установок непрерывной разливки металла [1] в разработанной конструкции кристаллизатора происходит обжатие металла на наклонных гранях и его выталкивание на вертикальный калибровочный участок. В образующейся на выходе из кристаллизатора заготовке полностью отсутствует зона жидкого металла, за счет чего уменьшается технологическая длина установки. Непрерывное обжатие образующейся корочки увеличивает теплообмен металла с рабочими гранями и повышает эффективность тепловой работы кристаллизатора. Моделирование на свинце выполнено с соблюдением равенства основных критериев подобия следующим величинам: Фурье $Fo = 0,46 - 0,65$, Фруда $Fr = (0,1 - 1) \cdot 10^{-4}$ и комплексного критерия $BiN = 2,27 - 4,1$.

Схема кристаллизатора с расположенными в нем термопарами приведена на рис 1. Кристаллизатор представляет собой разборную водоохлаждаемую кон-

струкцию с толщиной граней $b = 30$ мм и diam отверстий для подвода воды $d = 10$ мм. Количество отверстий $n = 8$. Размеры рабочей зоны натурального кристаллизатора для разливки стали составляют $120 \times 120 \times 600$ мм, а на модели соответственно $30 \times 30 \times 150$ мм. Размеры поперечного сечения получаемой на модели свишовой заготовки равны 30×10 мм. Термопары № 1 и 3 для измерения температуры наклонных граней кристаллизатора устанавливали соответственно на расстоянии $\delta_1 = 5$ и $\delta_3 = 12$ мм от поверхности. Измерение температуры охлаждающей воды на выходе из кристаллизатора производили хромель-копелевой термопарой № 2 diam 0,2 мм, установленной на расстоянии $h = 35$ мм от выхода из канала и на расстоянии $\delta_2 = 23$ мм от поверхности рабочей грани (рис 1).

Параметры экспериментов: начальная температура разливаемого металла $t_0 = 400 - 425$ °С, время разливки $\tau_p = 80 - 90$ с, средняя скорость разливки $\omega = 0,4 - 0,44$ м/мин, расход воды на охлаждение кристаллизатора $m = 50 \cdot 10^{-3}$ кг/с, длина получаемой заготовки $l = 0,6 - 0,9$ м. Теплопроводность материала граней кристаллизатора составляла $\lambda = 20$ Вт/(м °С).

Теплообмен жидкого свинца с образующейся корочкой в верхней части кристаллизатора можно определить из выражения [2]

$$Nu = 0,343 Re^{0,5} Pr^{0,43}, \quad (1)$$

где Nu , Re и Pr – критерии Нуссельта, Рейнольдса и Прандтля соответственно, $Nu = \alpha x / \lambda$, $Re = \omega x / \nu$, α – коэффициент теплоотдачи расплава, Вт/(м² °С), λ – коэффициент теплопроводности свинца, Вт/(м °С), ν – коэффициент кинематической вязкости металла, м²/с. Теплофизические параметры свинца λ , ν и Pr определяются из литературы [2]. При средней скорости металла относительно корочки $\omega = 3,5$ мм/с и характерном размере $x = 25$ мм критерий $Re = 438$. После подстановки в выражение (1) значений $Re = 438$ и $Pr = 0,011$ получаем $Nu = 1,02$. В результате коэффициент теплоотдачи свинца $\alpha = 1100$ Вт/(м² °С).

Из условия равенства критериев Био определяем коэффициент теплоотдачи жидкой стали относительно образующейся корочки при характерном размере $x_1 = 60$ мм. В результате получаем $\alpha_{ст} = 450$ Вт/(м² °С). Из выражения $\alpha_{ст} = 41519 \alpha_{ст}^{0,8}$ [3] определяем скорость жидкой стали относительно корочки. Откуда $\omega_{ст} = 3,56$ мм/с.

На рис 2 приведена зависимость температур граней кристаллизатора и охлаждающей воды от времени.

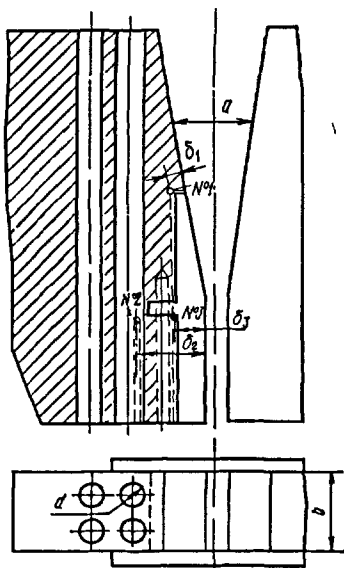


Рис 1. Схема расположения термопар в грани кристаллизатора.

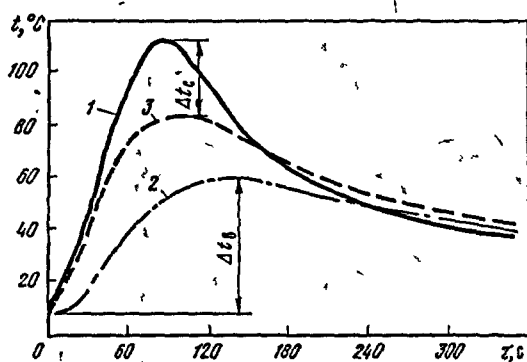


Рис 2. Зависимости температур стенок кристаллизатора и охлаждающей воды от времени разлива свинца.

1 — температура стенки на расстоянии 5 мм от поверхности, 2 — температура охлаждающей воды в одном канале, 3 — температура стенки на расстоянии 12 мм от поверхности

Среднее значение плотности теплового потока по высоте кристаллизатора определим по выражению $q_3 = \frac{\lambda}{\delta} \Delta t_c$. При расстоянии $\delta = 7$ мм между точками установки термопар № 1 и 3 в стенке кристаллизатора в горизонтальной плоскости и при максимальной разности показаний соответствующих термопар $\Delta t_c = 30$ °С значение плотности подводимого теплового потока $Q_3 = 86$ кВт/м². При площади поверхностей граней кристаллизатора, контактирующих с металлом, $F = 0,008$ м² получаем значение отводимого теплового потока $Q_3 = 690$ Вт.

Из рис 2 следует, что максимальное значение температур стенки кристаллизатора $t = 113$ °С и охлаждающей воды в канале достигаются соответственно через $\tau = 90$ и 140 с с момента разлива. После прекращения разлива происходит выравнивание температур по глубине стенки через $\tau = 60$ с до значе-

ний $t = 70$ °С с последующим равномерным охлаждением. Экспериментальные значения средней по сечению температуры получаемой свинцовой заготовки t_3 на выходе из кристаллизатора составляют $170-180$ °С при температуре образующейся корочки в верхней части в период заливки металла $t_k = 290-300$ °С.

В ходе проведения экспериментов установлено, что при начальной температуре разливаемого свинца менее 400 °С затрудняется деформация образующейся заготовки на скоростях разлива менее $0,4$ м/мин. Увеличение температуры разливаемого металла более 500 °С при скоростях разлива выше $0,44$ м/мин не обеспечивает получение качественной поверхности заготовки из-за недостаточного количества образующейся твердой фазы, что приводит к затеканию жидкого металла на поверхность выходящей из кристаллизатора заготовки.

Выводы. Определены параметры разлива металла и режим охлаждения кристаллизатора, обеспечивающие стабильный процесс получения непрерывной заготовки. Результаты моделирования разлива металла и работы кристаллизатора использованы при разработке и проектировании установки для получения непрерывнолитых стальных заготовок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Попадупало И.К., Михневич Ю.Ф. Непрерывная разливка стали — М: Металлургия, 1990 — 296 с.
- 2 Ефимов В.А., Анисович Г.А., Бабич В.И. и др. Специальные способы литья. Справочник — М: Машиностроение, 1991 — 736 с.
- 3 Емельянов В.А. Тепловая работа машин непрерывного литья заготовок. — М: Металлургия, 1988 — 160 с.

Комсомольский на Амуре государственный технический университет, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН
Поступила 30 марта 1995 г.

УДК 621 771 7 621 7 014

© 1995 г. В.А. Николаев

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДАВЛЕНИЙ И ОБЖАТИЙ МЕЖДУ ВАЛКАМИ ПРИ НЕСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКЕ

Во всех случаях горячей и холодной прокатки полус имеет место несимметричная деформация металла по высоте. Эта несимметрия проявляется в неодинаковых величинах обжатий со стороны верхнего и нижнего валков, неодинаковых значениях кинематических и энергосиловых параметров, действующих на контактных поверхностях валков. Основными причинами появления несимметрии являются различие диаметров и окружных скоростей валков, различие шероховатостей или коэффициентов трения на контактных поверхностях валков, наклон полосы к одному из валков и т.п.

Параметры несимметрии могут быть более или менее значительными, но в практических условиях работы стана их необходимо учитывать. Анализ пара-

метров деформации при несимметричных процессах, как правило, выполняют на основе уравнений и условий, применяемых для анализа симметричного очага деформации. Так, для случая прокатки в валках разного диаметра из условия равенства сил, действующих на валки, получим [1]

$$\Delta h_r = \Delta h / (1 + m^2 r / R), \Delta h_R = \Delta h - \Delta h_r, \quad (1)$$

где Δh_r и Δh_R — величины обжатий на валках различного радиуса, Δh — общее абсолютное обжатие, $m = p_r / p_R$ — отношение средних давлений на валках, r и R — радиусы меньшего и большего валков.

Из уравнения (1) следует, что уменьшение отношения r/R способствует повышению величины Δh_r со стороны вала меньшего диаметра. Однако возможное одновременное увеличение среднего давления p_r и параметра m нивелируют влияние разницы диаметров валков r/R , вследствие чего обжатие Δh_r по сравнению с симметричным процессом может мало отличаться от величины $0,5\Delta h$. Определив параметр m несимметрии давлений теоретическим или экспериментальным путем, можно рассчитать несимметричное распределение обжатия относительно валков различного радиуса. Параметр m определим используя работу [2], в которой дана связь между геометрическими и кинематическими параметрами с внутренними продольными напряжениями, возникающими вследствие несимметрии прокатки

$$n_r = \sigma_r/p_r = 2f_r(\gamma_r - \gamma)/h, \quad n_R = \sigma_R/p_R = 2f_R R(\gamma - \gamma_R)/H, \quad (2)$$

где n_r и n_R – коэффициенты влияния внутренних продольных растягивающих напряжений, σ_r и σ_R – внутренние продольные растягивающие напряжения, f_r и f_R – коэффициенты внешнего трения, γ_r и γ_R – углы критического сечения при несимметричной прокатке, γ – угол критического сечения при симметричной прокатке, H и h – толщина полосы до прокатки и после нее (Индексы r и R относятся соответственно к меньшему и большему валкам)

Заменив с использованием формулы Финка-Дрездена углы γ , γ_r и γ_R через опережения, получим

$$n_r = 2f_r \sqrt{\frac{r}{h}} (\sqrt{S_r} - \sqrt{S_R}), \quad n_R = 2f_R \sqrt{\frac{R}{H}} (\sqrt{S} - \sqrt{S_R}), \quad (3)$$

где S – опережение в симметричных условиях прокатки, S_r и S_R – опережения соответственно со стороны меньшего и большего валков

Величины S_r и S_R определяются экспериментально, например, керновым методом, а величина S из известных выражений [1, 3]

$$S = S_r - 0,5 \left(\frac{R}{r} - 1 \right), \quad S = S_R - 0,5 \left(\frac{r}{R} - 1 \right) \quad (4)$$

Анализ выражений (3) и расчет по ним параметров n_r и n_R представляют определенные сложности даже при наличии экспериментальных данных S_r и S_R , так как для определения n_r и n_R необходимо, в первую очередь, найти величины коэффициентов трения f_r и f_R при соответствующих углах контакта со стороны каждого валка. Эту задачу решим, используя выражение (3) при условии равновесия внутренних продольных сил $n_r h = n_R H$ (ширина полосы $B = 1$). Решая совместно выражения (3) относительно f_r/f_r , получим

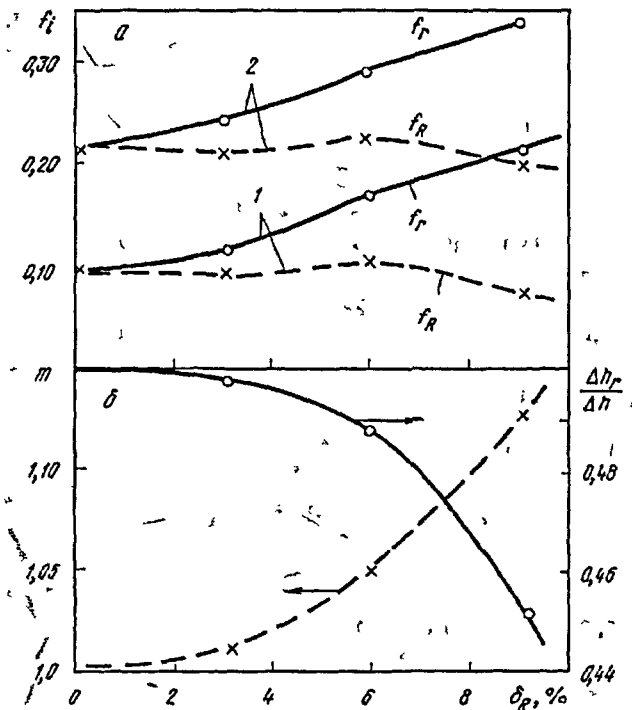
$$k = \frac{f_R}{f_r} = \frac{\sqrt{r} \sqrt{S_r} - \sqrt{S}}{\sqrt{R} \sqrt{S} - \sqrt{S_R}}, \quad (5)$$

имея в виду, что

$$f = 0,5(f_r + f_R), \quad f_R = 2kf/(1+k), \quad (6)$$

где f – средний коэффициент трения в очаге деформации

Средний коэффициент трения f определим по среднему опережению [уравнения (4)] и формулы Экелунда – Павлова для усредненных значений угла контакта. Как следует из рисунка, при α , различные условия скольжения на контактных поверхностях



Изменение коэффициента трения (а), параметра m и обжатия $\Delta h_r/\Delta h$ (б) при прокатке в валках разного диаметра. Диаметры валков $D = 91$ и 100 мм, число оборотов 60 мин, $H = 124$ мм; $\epsilon = 32$ %, полосы из алюминия, смазка – эмульсол Т
 ● – меньший валок, ○ – больший валок, 1 – $R_a = 0,8$ мкм, 2 – $R_a = 4,1$ мкм

валков и полосы обуславливают неодинаковые величины коэффициентов трения со стороны каждого валка

Более интенсивное скольжение со стороны вала меньшего диаметра в зоне опережения (см таблицу) приводит к большим значениям коэффициента трения, независимо от величин шероховатостей валков

На контакте с валком меньшего диаметра коэффициент трения возрастает, с увеличением параметра несимметрии $\delta_R = (R - r)/R$, что можно объяснить увеличением интенсивности скольжения в зоне опе-

Параметры несимметричной прокатки в валках с разными диаметрами

h, мм	Δh, мм	l/R	Меньший валок				Большой валок			
			S _p %	S %	n _p	f _p	S _R %	S %	n _R	f _R
0,87	0,40	1,0	3,15	-	-	0,095	-	-	-	-
0,80	0,41	0,968	6,2	4,5	0,06	0,114	1,6	3,2	0,05	0,086
0,83	0,407	0,94	8,7	5,5	0,147	0,173	0,9	3,9	0,11	0,10
0,85	0,40	0,91	10,83	5,9	0,266	0,209-0,2	4,35	0,173	0,075	
0,87	0,38	1,0	6,96	-	-	0,213	-	-	-	-
0,80	0,41	0,968	9,3	7,8	0,06	0,247	5,21	6,8	0,05	0,205
0,865	0,39	0,94	10,7	7,7	0,15	0,294	3,7	6,7	0,11	0,226
0,87	0,37	0,91	13,5	8,55	0,26	0,338	1,57	6,07	0,165	0,205

режения, а на контакте с большим валком интенсивность скольжения в зоне опережения снижается с повышением параметра δ_R и это способствует при δ_R = 9,1 % некоторому снижению коэффициента трения по сравнению с симметричным процессом при δ_R = 0

Более высокие значения f_p обуславливают повышение средних давлений на контакте с меньшим валком по сравнению со средним давлением в очаге деформации в большей степени, чем средние давления на контакте с валком большего диаметра

$$P_r = P_{cp} / (1 - n_r), P_R = P_{cp} / (1 - n_R) \quad (7)$$

где P_{cp} – среднее давление в очаге деформации, P_r и P_R – средние давления соответственно на валках с меньшим и большим диаметрами

Из выражений (7) получим

$$m = P_r / P_R = (1 - n_R) / (1 - n_r) \quad (8)$$

УДК 621 984

© 1995 г Т В Бровман

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ В КОНИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ С ЖЕСТКИМИ ЗОНАМИ

Пластическое течение в конической матрице часто реализуется в процессах прессования. Этот процесс, имеющий большое значение для практики, рассмотрен в работах [1-4]. В данной работе изучена возможность реализации процесса горячего прессования с возникновением жесткой зоны на поверхности конической матрицы

С использованием выражений (1), (3), (6) и (8) определены параметры m и Δh_p/Δh (см рисунок). Из расчетных данных следует, что с увеличением относительной разницы диаметров δ_R параметр m возрастает всего до m = 1,13 при δ_R = 9,1 %. Для этого случая несимметричной величины обжатия на меньшем валке составляет Δh_p/Δh = 0,453 от общего обжатия. Среднее давление при δ_R = 9,1 % по сравнению с симметричным процессом, определяемое по выражению

$$P_{cp} = P_{cp} \left[1 - \frac{1}{2}(n_r + n_R) \right] \quad (9)$$

снижается на 21,8 %, что соответствует опытным данным [3]. При наиболее часто встречающемся случае несимметрии с δ_R < 1 % параметр m ≈ 1, а Δh_p/Δh ≈ 0,5, т.е. условия деформации практически соответствуют симметричным.

Предложенный метод оценки влияния несимметрии пригоден для анализа любых других несимметричных процессов. Необходимые для анализа величины опережений могут быть получены не только опытным, но и теоретическим путем.

Выводы. Предложена оценка влияния степени несимметрии процесса прокатки по величинам опережения со стороны каждого валка. Установлено, что с увеличением разницы диаметров валков отношение средних давлений на меньшем и большем валках возрастает, а обжатие со стороны меньшего валка уменьшается. При относительной несимметрии δ_R < 1,0 % параметры несимметричного и симметричного процессов соответствуют друг другу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Чекмарев А.П., Шефелов А.А., Пикочев В.А. Теория продольной прокатки – Харьков: Изд. ХГУ, 1965 – 212 с.
- 2 Пикочев В.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1970. № 1. С. 87-90.
- 3 Пикочев В.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1992. № 9. С. 18-20.

Запорожская государственная инженерная академия. Поступила 21 июля 1993 г.

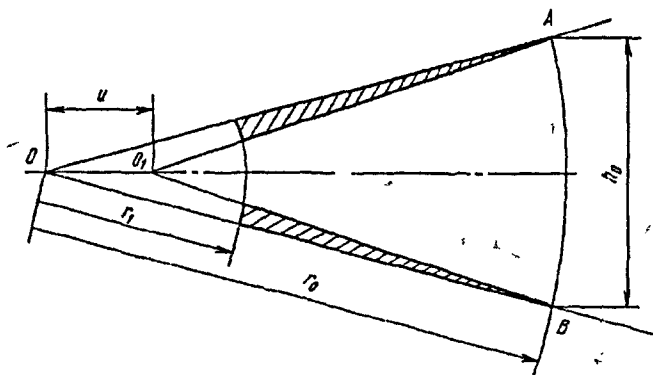


Рис 1 Схема деформации в матрице с жесткой зоной

поверхности достигает максимальной величины, равной пределу текучести при сдвиге $k = \sigma_T / \sqrt{3}$, где σ_T - предел текучести при одностороннем растяжении-сжатии

В ряде работ [4, 5], при максимальном трении рекомендована формула для определения среднего давления прессования

$$p = \sigma_T \left(\frac{1}{\alpha_0} \ln \lambda + \frac{2l_1}{h_0} + \frac{4\mu l_2}{h_1} \right), \quad (1)$$

где α_0 - угол матрицы, $\lambda = \left(\frac{h_0}{h_1} \right)^2 \approx \left(\frac{r_0}{r_1} \right)^2$ - коэффициент вытяжки (отношение площадей сечений до и после деформации); h_0, h_1 - начальный и конечный диаметры заготовки; l_1, l_2 - длины внешних зон трения до очага деформации и после него, μ - коэффициент трения

Можно построить и такое поле скоростей, в котором линиями тока являются прямые, проходящие не через точку O, а через точку O₁ (здесь скорость равна нулю)

Трение на границе жесткой зоны равно k. Такое поле скоростей является кинематически допустимым, и сравнение обоих типов полей скоростей должно быть произведено на основании сравнения мощности. Исходя из формулы (1) и полагая, что изменение схемы деформации оказывает влияние только на первый член части (1), получим

$$p = \sigma_T \frac{1}{\arctg \left(\frac{0,5h_0}{r_0 - u} \right)} \ln \frac{r_0 - u}{r_1 - u}, \quad (2)$$

где u - расстояние между точками O и O₁

Именно в первом слагаемом в (1) учтено, что с уменьшением диаметра прутка, выходящего из матрицы, усилие и напряжение, необходимые для осуществления пластической деформации, возрастают, и

это учитывается при расчете. Внешняя зона прутка до деформации не изменяется, а внешняя зона со стороны выхода из матрицы, определяемая только калибрующим пояском, изменяется, как показали расчеты, весьма мало, менее 1%. Если учесть, что предел текучести может быть переменным по толщине и равным σ_{T1} на оси заготовки и σ_{T2} на ее поверхности h_0 , то приняв приближенно линейный закон изменения σ_T по толщине, получим (2) с учетом средней величины σ_T в виде

$$p = \sigma_{T1} \left(1 - \frac{V \delta \sigma_T}{\sqrt{\lambda} + 1} \right) \left[\arctg \left(\frac{0,5h_0}{r_0 - u} \right) \right]^2 \ln \frac{\sqrt{\lambda} - V}{1 - V}, \quad (3)$$

где $V = u/r_1$ - безразмерная величина, характеризующая положение точки O₁ и поле скоростей течения, $\delta \sigma_T = (\sigma_{T2} - \sigma_{T1})/\sigma_{T1}$ - относительное различие величин пределов текучести

Для малых углов можно записать

$$p = \sigma_{T1} \frac{2\eta}{h_0} (\sqrt{\lambda} - V) \left(1 - \frac{V \delta \sigma_T}{\sqrt{\lambda} + 1} \right) \ln \left(\frac{\sqrt{\lambda} - V}{1 - V} \right) \quad (4)$$

Параметр V должен быть определен из условия экстремума $\frac{\partial p}{\partial V} = 0$

Если же $V = 0$, то формулы (3) и (4) соответствуют обычному полю скоростей без жесткой зоны

Численные расчеты были выполнены для обоих уравнений (3) и (4), при этом если угол $\alpha < 45$ град, то расхождение не превышает 12%

Результаты представлены на рис 2, где показаны графики $V(\delta \sigma_T)$ при различных значениях λ . Жесткие

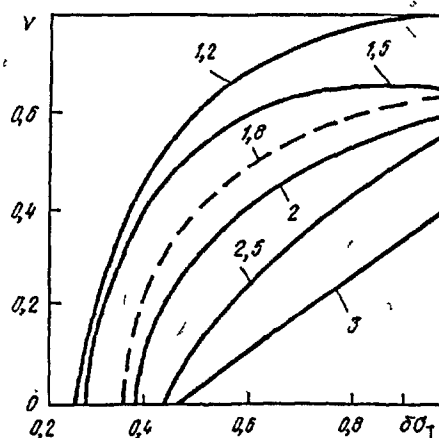


Рис 2 Графики функций $V(\delta \sigma_T)$. Цифры у кривых значения λ

зоны не возникают при $\delta \sigma_T < 0,25, 0,30$, когда различия в величинах предела текучести недостаточны для реализации жестких зон. Величина V возрастает с

уменьшением λ (отрицательные величины V невозможны, так как при них поле не будет кинематически допустимым)

Приведем пример деформации в конической втулке при $\alpha_0 = 15$ град ($0,265$ рад), $r_0 = 75$ мм, $r_1 = 53$ мм, $h_0 = 20$ мм, $h_1 = 14,14$ мм, $\lambda = 2,0$, $\delta\sigma_T = 0,6$. По диаграмме рис 2 при $\lambda = 2,0$ и $\delta\sigma_T = 0,6$, $V_0 = 0,4$, $u = 0,453 = 21,2$ мм. Фактический угол $\alpha = \arctg \frac{h_0}{r_0 - u} = \arctg 0,37 = 20^\circ 20'$, а толщина деформируемой заготовки в конце зоны деформации $h_1 = (r_1 - u) \operatorname{tg} \alpha = (53 - 21,2) \cdot 0,37 = 11,77$ мм. Толщина жесткой зоны (максимальная) составит $0,5(h_1 - h_1) = 0,5(14,14 - 11,77) = 1,19$ мм.

При этом согласно формуле (4) получаем

$$p = \sigma_{T1} \frac{2 \cdot 53}{20} (1,414 - 0,4) \left(1 - \frac{0,4 \cdot 0,6}{2,414} \right) \ln \left(\frac{1,014}{0,6} \right) = 2,54 \sigma_{T1},$$

в то время как при $V = 0$

$$p = 2 \sigma_{T1} \frac{2 \cdot 1,414 \cdot 53}{20} \ln 1,414 = 2,58 \sigma_{T1}$$

Видно, что поле, содержащее жесткую зону, дает меньшую величину мощности, хотя экстремум неглубокий и различие составляет 1,5 %

Можно использовать для анализа и иные формулы, например И. Л. Перлина

$$p = \sigma_T \left(\frac{2}{1 + \cos \alpha} + \frac{\mu}{\sin \alpha} \right) \ln \lambda,$$

которая при малых углах α и с учетом изменения σ_T может быть записана в виде, аналогичном (4)

$$p = 2 \sigma_{T1} \left(1 - \frac{V \delta \sigma_T}{\sqrt{\lambda} + 1} \right) \left[1 + \frac{\mu \lambda}{h_0} (\sqrt{\lambda} - V) \right] \ln \left(\frac{\sqrt{\lambda} - V}{1 - V} \right) \quad (5)$$

Результаты расчетов по формуле (5) также показывают, что возможно уменьшение мощности при $V > 0$, только если $\delta\sigma_T > 0,3$, а при $0 < \delta\sigma_T < 0,3$ меньшую мощность дает поле без жесткой зоны.

Например, для условий, приведенных выше, и $\delta\sigma_T = 0,8$, $\lambda = 2,0$, $\mu = 0,577$, $r_1 = 53$ мм, $h_0 = 20$ мм величина $V = 0$ дает результат

$$p = 2 \sigma_{T1} \left(1 + \frac{0,577 \cdot 53}{20} \right) \ln 1,414 = 2,18 \sigma_{T1},$$

а при $V \neq 0$ имеет место экстремум, при $V = 0,06$, $p = 2,15 \sigma_{T1}$ и в этом случае уменьшение мощности незначительно, т.е. экстремум неглубокий, около 1 %. В этих условиях возможна неустойчивость процесса из-за неизбежных колебаний температуры, с возникновением и

исчезновением жестких зон. Качество поверхности снижается, усиливается разноточность и возможно появление поверхностных трещин. Появление таких режимов деформации исключено, если $\delta\sigma_T < 0,25$, в частности для углеродистых сталей в случае, когда нагрев центральных стоев заготовки (1200°C) по отношению к ее поверхностным слоям не превышает 100°C (т.е. 1100°C). Большие величины перегрева, особенно в отсутствие эффективной смазки, могут привести к реализации режимов деформации с жесткой зоной.

Аналогичные поля скоростей могут быть построены и для плоской деформации, что иллюстрирует рис 3, где показаны линии скольжения при деформации с жесткой зоной (рис 3, а) и без нее (рис 3, б).

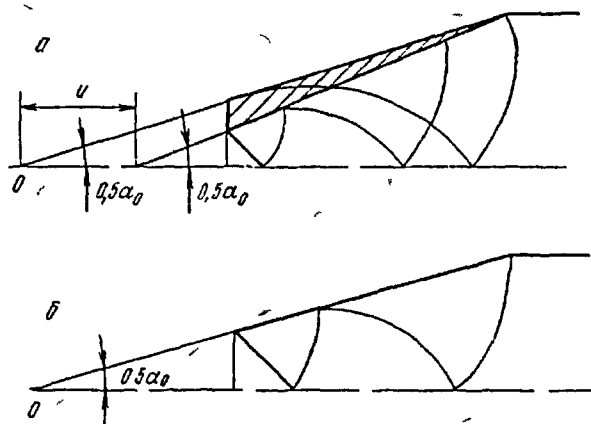


Рис 3 Поля линий скольжения при пластической деформации

Расчеты показывают, что использование графиков рис 2 допустимо и для плоской деформации при замене $\sqrt{\lambda}$ на величину λ в (4). Возникновение жестких зон в рамках модели жестко-пластической среды, не учитывающей упругих деформаций, характерно для ряда процессов обработки давлением: осадка, прокатка, прессование [2, 4]. В некоторых случаях поля скоростей с жесткими зонами можно построить и при волочении, но при значительных силах трения. Если трение мало, то имеет место проскальзывание деформируемого металла по инструменту.

Выводы. Показано, что при прессовании в конической матрице можно построить поле скоростей с жесткой зоной у поверхности инструмента. При большой величине предела текучести у поверхности заготовки поле скоростей с жесткой зоной может уменьшить величину мощности, по сравнению с полем без жесткой зоны. Приведены условия реализации схемы деформации с жесткой зоной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 М а л и н и н И. Н. Технологические задачи пластичности и ползучести - М. Высшая школа, 1979 - 119 с. 2 С о к о л о в с к и й В. В. Теория пластичности - М. Высшая школа, 1969 - 608 с. 3 Г у н

ГЯ Теоретические основы обработки металлов давлением – М. Металлургия, 1980 – 456 с. 4 Унксов Е.П. Инженерные методы расчета при обработке металлов давлением – М. Машгиз, 1955 – 280 с. 5 Онищенко Н.И., Александрович А.И.,

Коликов А.П. и др // Изв. вуз Черная металлургия 1993 № 1 С 42 – 45

Донецкий государственный технический университет Поступила 23 мая 1995 г

УДК 621 791 03-52

© 1995 г ЛА Кузнецов

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ВОСПРОИЗВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В статье исследуется возможность получения формальной оценки достоверности соблюдения технологии с учетом ошибок датчиков технологической информации и случайных неконтролируемых возмущений. При этом исходным является соотношение между диапазоном допустимых значений технологического фактора, диапазоном измеренных значений фактора и диапазоном ошибки прибора, измеряющего этот фактор. Соотношение между диапазоном фактора и ошибкой прибора дает меру неопределенности измерения. Композицией неопределенности по всем технологическим факторам вводится мера неопределенности контроля технологии. В качестве меры неопределенности используется энтропия. Сравнением диапазона измеряемых значений и разрешенных значений технологического фактора определяют неоднозначность определяемой технологии. Она также характеризуется энтропией. По ней и энтропии контроля неустойчивости воспроизведения вычисляется энтропия технологии.

Регламентация технологий металлургического производства

Технология в металлургии обычно фиксируется заданием разрешенных пределов измерения каждого технологического фактора. Под факторами понимаются концентрации химических элементов в металле, температуры на различных фазах выплавки, разливки, прокатки, выдержки, степени деформации и другие регламентируемые при производстве металла технологические величины. Пусть $i = 1, 2, \dots, N$, x_i – технологические факторы, N – число технологических факторов, x_i^* – минимальное и x_i^* – максимальное допустимые значения технологического фактора. Технология считается выполненной, если имеет место факт

$$x_i^* < x_i < x_i^*, i = 1, 2, \dots, N \quad (1)$$

Обычно принимается, что выполнение (1) гарантирует получение качественной продукции.

В число технологических факторов входят содержание химических элементов в стали, температурный режим горячей прокатки, геометрические размеры, температурный режим термической обработки и пр. Все эти факторы в процессе обработки контролируются

приборами – датчиками. Все датчики имеют ошибки измерения, так что на выходе датчика, измеряющего фактор x_i , имеется величина z_i – измеренное значение фактора x_i .

$$z_i = x_i \pm \epsilon_i \quad (2)$$

где ϵ_i – ошибка измерения.

Обычно можно считать, что ошибка является нормально распределенной случайной величиной. Объединение (1) и (2) можно записать так:

$$x_i^* < z_i \pm \epsilon_i < x_i^*, i = 1, 2, \dots, N \quad (3)$$

или так

$$x_i^* \pm \epsilon_i < z_i < x_i^* \pm \epsilon_i, i = 1, 2, \dots, N \quad (4)$$

Условия (3) можно использовать при контроле и анализе технологии, определяющие значения для которой x_i^* , x_i^* , $i = 1, 2, \dots, N$ заданы извне. Условия в виде (4) целесообразно использовать при разработке новой или изменений существующей технологии, основываясь на измеренных значениях технологических факторов. При контроле технологии по измеренным значениям z_i величин x_i проверяется выполнение (1). Другими словами, из факта $z_i \in [x_i^*, x_i^*]$ для всех $i \in [1, N]$ делается вывод о достоверности факта $x_i \in [x_i^*, x_i^*]$ для всех $i \in [1, N]$. При этом возникает вопрос какова вероятность события

$$P(x/z) = P(x_i \in [x_i^*, x_i^*] | z_i \in [x_i^*, x_i^*]) \quad (5)$$

Эта вероятность определяет достоверность контроля технологии по показаниям датчиков технологических величин. При разработке технологии соотношения (4) могут быть использованы для определения диапазонов x_i^* , x_i^* для измерений z_i , при соблюдении которых требование (1) для технологических факторов выполняется с заданной вероятностью.

Энтропия контроля технологии

Рассмотрим следующую ситуацию. Технологический фактор x_i измеряется прибором, имеющим шкалу измерения X_i и погрешность $\Delta X_i = \alpha_i X_i$, где $0 < \alpha < 1$ - коэффициент зависящий от точности прибора. Обычно $\alpha \ll 1$, так что $\Delta X_i \ll X_i$. Однако при контроле соблюдения технологии чаще всего представляет интерес факт $x_i \in [x_i^-, x_i^+]$, а не само измеренное значение x_i . Величина интервала $\Delta x_i = x_i^+ - x_i^-$ может быть много меньше шкалы прибора X_i и поэтому ошибка прибора по отношению к интервалу будет большой, т.е. $\Delta X_i / \Delta x_i = a_i > \alpha_i = \Delta X_i / X_i$. Ясно, что

$$a_i = \alpha_i \Delta X_i / \Delta x_i \quad (6)$$

Для измерения многих факторов применяются приборы, имеющие $\alpha \approx 0,02, 0,01$. Однако диапазон Δx_i может быть в десять и больше раз меньше шкалы прибора x_i . Так что a_i может быть порядка 0,1 и более. При таких значениях ошибки измерения могут существенно снижать достоверность контроля [1].

Обратимся к рис 1. На нем показаны а) плотность вероятности $P(x)$ - технологического фактора x ;

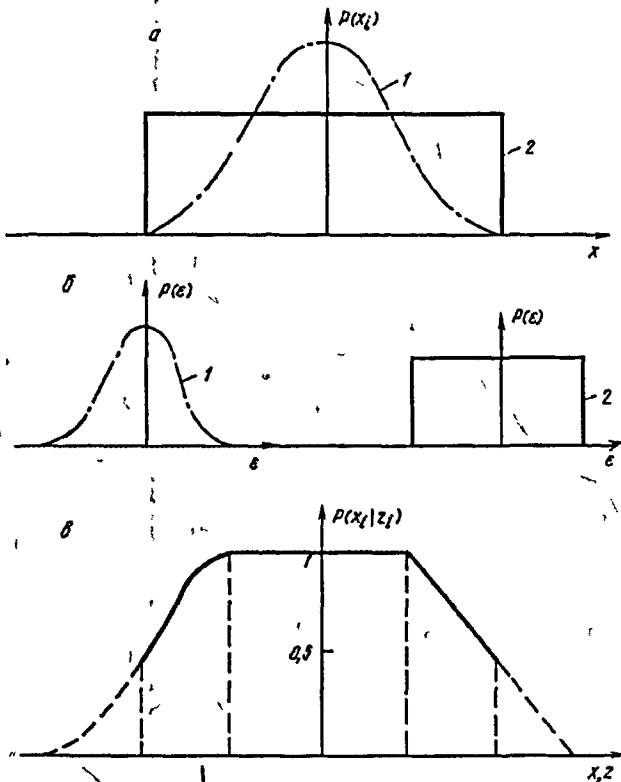


Рис 1 Плотности распределения а - фактора x ; б - ошибки его измерения ϵ ; в - условной вероятности, 1 - нормальный и 2 - равномерный закон распределения

б) $P(\epsilon)$ - плотность вероятности ошибки измерения.
в) распределение условной вероятности $P(x_i|z_i)$. При-

ведены случаи, когда x и ϵ распределены по нормальному закону и равномерно. Из рис 1 в видно, что только в случае

$$x_i^- + \epsilon_i < z_i < x_i^+ - \epsilon_i \quad (7)$$

условная вероятность $P(x_i|z_i) = 1$. При выходе за пределы (7) условная вероятность убывает и достигает значения $P(x_i|z_i) = 0,5$ при $z_i = x_i^-$ и x_i^+ . Среднее значение условной вероятности $P(x_i|z_i)$ определяется по следующей формуле

$$P(x_i|z_i) = \frac{1}{\Delta x_i} \int_{x_i^-}^{x_i^+} P(x_i \in [x_i^-, x_i^+] | z_i \in [x_i^-, x_i^+]) P(x_i) dx_i \quad (8)$$

Пусть, например, $a_i = 0,1$, и для простоты, $P(x)$ и $\epsilon(x)$ распределены равномерно. Такая ситуация иллюстрируется схемой рис 2. Нетрудно вычислить, что при таких условиях $P(x_i|z_i) = 0,95$. Обычно технология

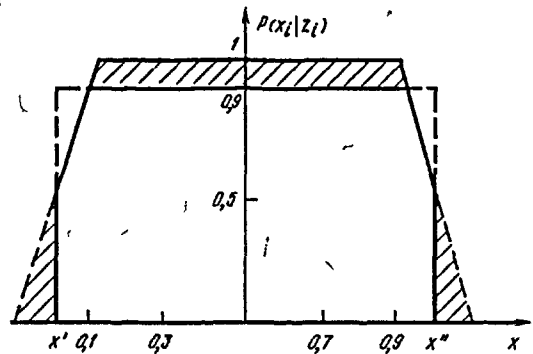


Рис 2 Количественная иллюстрация распределения $P(x_i|z_i)$ при равномерных распределениях x_i и ϵ_i и значении $a_i = 0,1$

считается выполненной полностью, если условия (1) выполнены для всех технологических факторов. Технологические факторы можно считать не зависящими друг от друга. Поэтому вероятность выполнения требований (1) для всех $i = 1, 2, \dots, N$ при условии

$$x_i < z_i < x_i^+, \text{ для всех } i \in [1, N], \quad (9)$$

определяется произведением $P(x_i|z_i)$

$$P(x|z) = P(x_1|z_1) P(x_2|z_2) \dots P(x_N|z_N) \quad (10)$$

Из (10) следует, что с ростом N значение $P(x|z)$ быстро падает и для поддержания его на высоком уровне необходимо повышать точность контрольных приборов. Для примера допустим, что все приборы

имеют характеристики точности, соответствующие рис 2 $P(x_i|z_i) = 0,95$ для всех $i \in [1, N]$, и пусть $N = 10$. Тогда получаем $P(x|z) = 0,6$. Это означает, что хотя показания всех 10 приборов, контролирурующих технологические факторы, находятся в заданных пределах (9), фактические значения технологических факторов могут лежать вне этих пределов для 40 % продукции.

На практике некоторые технологические факторы металлургического производства могут измеряться с надежностью ниже 0,95. Например, при оценке (8) надежности контроля попадания в заданный технологией интервал концентраций химических элементов, температур и некоторых других факторов могут получаться значения меньше, чем 0,95, а следовательно, и надежность контроля всей технологии ниже.

Таким образом, мы видим, что надежность контроля технологии, определяемая (8), зависит в соответствии с (6) от точности прибора α_i и от величины технологического диапазона Δx_i . Повышение точности приводит к росту капиталовложений в измерительную аппаратуру и имеет предел экономической целесообразности. Значения x_i^- и x_i^+ могут трактоваться (см. рис 2) как α % доверительные интервалы для фактора x_i при условии $z_i \in [x_i^-, x_i^+]$. Обозначим A_i - событие, состоящее в том, что $z_i \in [x_i^-, x_i^+]$ и $x_i \in [x_i^-, x_i^+]$, \bar{A}_i - событие, состоящее в том, что $z_i \in [x_i^-, x_i^+]$ и $x_i \notin [x_i^-, x_i^+]$. Ясно, что $P(A_i) + P(\bar{A}_i) = 1$. Здесь $P(A_i) = \beta_i$ - вероятность исхода A_i и $P(\bar{A}_i) = 1 - \beta_i$ - вероятность исхода \bar{A}_i . При осуществлении технологического процесса для каждого технологического фактора x_i реализуется либо событие A_i , либо \bar{A}_i . Так как имеется N технологических факторов (на одной или нескольких технологических операциях производства металла), то в результате реализации технологического процесса наступает событие типа S_1, S_2, \dots, S_N , где S_i принимает значения A_i или \bar{A}_i . Полная группа содержит 2^N таких событий.

При известной вероятности $P(A_i) = \beta_i = \beta$ для всех $i = 1, 2, \dots, N$ можно легко вычислить вероятность того, что для n технологических факторов из N будет иметь место событие $x_i \in [x_i^-, x_i^+]$ при $z_i \in [x_i^-, x_i^+]$. Обозначим такую вероятность $P_N(n, \beta)$, где N - общее число факторов, а n - число факторов, для которых технология не выполнена, хотя их значения, полученные измерением, лежат в допустимых пределах. Эта вероятность описывается биномиальным распределением вероятностей [2]

$$P_N(n, \beta) = C_N^n (1-\beta)^n \beta^{N-n} = \frac{N!}{n!(N-n)!} (1-\beta)^n \beta^{N-n} \quad (11)$$

В таблице приведены результаты вычислений $P_N(n, \beta)$ для всех $n = 1, 2, \dots, 6$ при трех значениях β . В качестве меры контролируемости или надежности контроля технологии можно рекомендовать энтропию,

Значения вероятностей $P_N(n, \beta)$ и энтропий при $N = 10$

n	$P_N(n, \beta)$			$-P_N(n, \beta) \ln P_N(n, \beta)$		
	$\beta = 0,90$	$\beta = 0,95$	$\beta = 0,99$	$\beta = 0,90$	$\beta = 0,95$	$\beta = 0,99$
0	0,349	0,599	0,904	0,367	0,308	0,091
1	0,387	0,315	0,091	0,367	0,362	0,218
2	0,194	0,075	0,004	0,318	0,193	0,023
3	0,057	0,0105	0,0001	0,164	0,048	0,001
4	0,011	0,001	-	0,050	0,007	-
5	0,001	-	-	0,010	-	-
6	-	-	-	0,001	-	-
P_Σ	1,0	1,0	1,0	$\left(P_\Sigma = \sum_{n=0}^6 P_N(n, \beta) \right)$		
H_ξ	-	-	-	1,280	0,918	0,334

пную, которая применяется в теории передачи информации в качестве характеристики ее неопределенности или зашумленности. Обычно неопределенность при передаче сигналов связана с различными помехами. Применение такого подхода и такой меры неопределенности к системе датчиков, контролирующей технологический процесс, оправдано и дает возможность введения некоторой характеристики, объективно отражающей уровень приборного обеспечения технологии. Энтропия определяется чаще всего формулой [3]

$$H_\xi = -\sum_{\xi} P(\xi) \ln P(\xi), \quad (12)$$

где ξ - случайная величина, $P(\xi)$ - ее распределение вероятностей.

Энтропия, введенная Л. Больцманом в статистическую термодинамику, в дальнейшем Хартли и особенно К. Шенноном была применена в задачах связи и теории передачи информации. По определению принимают $0 \ln 0 = 0$. Из (12) следует, что энтропия достоверного события ($P(\xi) = 1$) равна нулю, т.е. неопределенность отсутствует. Энтропия определяется для полного поля событий. Для контроля технологии в рассматриваемом смысле это полное поле составляют всевозможные события S_1, S_2, \dots, S_N , распределение вероятностей которых описывается (11) при $n = 0, 1, \dots, N$. Таким образом, если $H(N, \beta)$ энтропия поля из N технологических факторов, каждый из которых контролируется с β % доверительной надежностью, то ее значение вычисляется по формуле

$$H_c(N, \beta) = \sum_{n=0}^N -P_N(n, \beta) \ln P_N(n, \beta), \quad (13)$$

где H_c - энтропия контроля технологии, а $P_N(n, \beta)$ вычисляется по (11). Величина N для сквозной тех-

нологии от выплавки стали до готового проката составляет несколько десятков. Для одной технологической операции N находится в пределах десятка. В таблице представлены значения $H(10, 0,90)$, $H(10, 0,95)$ и $H(10, 0,99)$, а также образующие их слагаемые.

Можно видеть, что энтропия является удобной и достаточно универсальной характеристикой качества контроля технологического процесса [4]. Для металлургического производства, где число контролируемых технологических факторов велико, оценка качества контроля технологии в целом представляется важной. Производителям и потребителям оборудования она позволяет сравнить различные варианты оборудования по этому показателю. Отметим, что методика вычисления $P_N(n, \beta)$ может быть и иной с учетом конкретной ситуации.

Энтропия заданной технологии

Вследствие того что в металлургической технологии существенную роль играют случайные неконтролируемые факторы, зависимость показателей качества продукции от технологических факторов носит случайный характер. В связи с этим появляется неопределенность заданной технологии и можно указать еще одно важное применение энтропии. Энтропию можно использовать для характеристики определенности или надежности заданной технологии, для сравнения технологий и определения наиболее рациональных направлений ее совершенствования.

В большинстве случаев исследование технологии и ее разработка опираются на экспериментальные данные, снимаемые с технологического процесса, т.е. на измерения $z_i, i = 1, 2, \dots, N$.

Пусть (см. рис. 3) $P(z_i)$ — плотность вероятности измеренных значений z_i технологического фактора x_i .

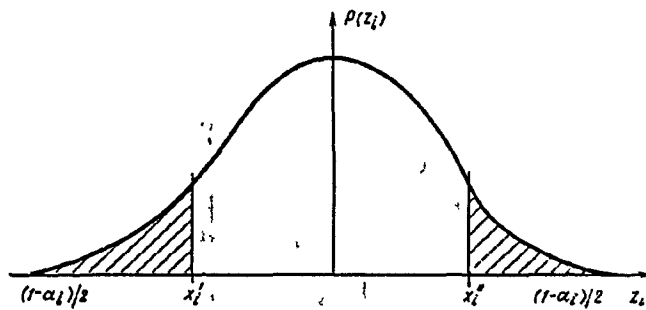


Рис. 3 Экспериментальное распределение измеренных значений z_i фактора x_i и задание предельных его значений x_i^*

При определении допустимых значений x_i^* для x_i приходится считаться с уже рассмотренными ошибками измерительных приборов и имеющейся статистической варьруемостью возмущений, действующих на процесс. В этих условиях интервал $[x_i^*, x_i^*]$ не может охватывать полностью все возможные значения фактора x_i , и с помощью x_i^* и x_i^* фиксируют некоторый диапазон значений z_i , принимаемых фактором x_i , с

доверительной вероятностью α_i %. Такой способ допускает, что α % продукции будет удовлетворять требованию $z_i \in [x_i^*, x_i^*]$, $(1 - \alpha)$ % — нет. Приближение α к 100 % обеспечивает стабилизацию технологии, но одновременно требует и повышения затрат на нее. Затраты возрастают нелинейно и тем интенсивнее, чем ближе α приближается к 100 %. Поэтому значения x_i^* , x_i^* , ограничивающие допустимый интервал значений технологического фактора x_i , и их вероятностный уровень α_i выбираются на основании компромисса между этими требованиями. Сопоставляются затраты на технологию, необходимые, например, для повышения α на 1 %, и прибыль, которая будет получена при снижении на 1 % вероятности получения продукции с пониженным качеством из-за отклонения в технологии производства.

Вследствие того что в этом случае возможно либо событие $z_i \in [x_i^*, x_i^*]$, вероятность которого $P(z_i \in [x_i^*, x_i^*]) = \alpha_i$, либо событие $z_i \notin [x_i^*, x_i^*]$, $P(\bullet) = 1 - \alpha_i$, то применимо все полученное для оценки нестабильности контроля технологии. Вероятность выхода за разрешенные пределы и измеренных значений из N факторов определяется формулой (11). Нужно только β заменить на α . Точно также по найденным значениям вероятностей по формуле (13) вычисляется энтропия H_z — наблюдаемой (измеряемой) технологии. Разумеется, если вероятность выхода измеренных значений z_i за пределы $[x_i^*, x_i^*]$ равна нулю и событие $z_i \in [x_i^*, x_i^*]$ достоверно, то $H_z(N, \alpha)$ будет равна нулю. Это означает, что неопределенность технологии отсутствует, вся функция плотности вероятности $P(z_i)$ заключена между x_i^* и x_i^* . На практике это обеспечить трудно и $H_z > 0$.

Энтропия нестабильности воспроизведения технологии

Теперь вернемся к формуле (3). Из нее видно, что x_i есть сумма двух случайных величин: измеренного значения z_i и ошибки измерения ϵ_i . Если датчик информации не имеет систематической ошибки, то z_i и ϵ_i можно считать независимыми. Энтропия суммы независимых случайных величин равна сумме энтропий слагаемых. Поэтому полная энтропия технологических факторов $H_x(N, \alpha, \beta)$ равна

$$H_x(N, \alpha, \beta) = H_z(N, \alpha) + H_\epsilon(N, \beta) \quad (14)$$

Величина H_x определяет энтропию условий (3) или, что одно и то же, (1). Она может быть названа энтропией нестабильности воспроизведения технологии, так как характеризует именно эту особенность технологии. Если имеются условия такие, что $H_x(N, \alpha, \beta) = 0$, то это будет означать, что с учетом всех возможных факторов ограничения (1) выполняются всегда. Вероятно, в практически встречающихся ситуациях $H_x > 0$. Уровень неопределенности технологии, характеризуемый ее энтропией, связан с

качеством выпускаемой продукции. Чем выше требования к физико-механическим свойствам металла, к стабильности этих свойств, к качеству поверхности проката, тем к качеству продукции, тем меньше значение H_x . Снижение H_x на этапах проектирования оборудования (H_c) и технологии (H_2) гарантирует в дальнейшем повышение качества продукции.

Выводы. Таким образом, энтропия может использоваться в качестве меры оценки надежности приборного обеспечения контроля технологии в целом, определенности или надежности, заданной и фактической технологии, стабильности ее воспроизведения. В работе предложена схема получения оценок неста-

бильности воспроизведения технологии и приведены примеры их вычисления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Кузнецов Л.А. Введение в САПР производства проката. – М. Металлургия, 1991 – 112 с.
- 2 Смирнов Н.В., Дунин-Барковский И.В. Курс теории вероятностей и математической статистики для технических приложений – М. Наука, 1969 – 512 с.
- 3 Стратонович Р.Л. Теория информации – М. Советское радио, 1995 – 424 с.
- 4 Kuznetsov L.A. // Modelling Measurement and Control, C, AMSE Press, 1993 V 37 № 3 P 29 – 40

Липецкий государственный технический университет. Поступила 13 марта 1995 г.

УДК 621.742

© 1995 г. С.Л. Блюмин, А.К. Погодаев, А.А. Тарасов

АЛГОРИТМЫ БЛОЧНОЙ ПОШАГОВОЙ ЛИНЕЙНОЙ И НЕЛИНЕЙНОЙ РЕГРЕССИИ В ОПТИМАЛЬНОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВЯЗЕЙ

В [1] представлена единая основа, опирающаяся на алгебраический аппарат псевдообращения, для построения обычных и блочных рекуррентных алгоритмов адаптации линейных моделей технологических зависимостей и рекуррентно-итерационных алгоритмов адаптации нелинейных по параметрам моделей. Эти алгоритмы находят применение при корректировке моделей по последовательно поступающим отдельным данным или их блокам. В линейном случае основы такого подхода содержатся в [2] и опираются на записанный 'по наращиванию строк' алгоритм Гревилля псевдообращения матриц (добавляются отдельные данные) и 'транспонированный' алгоритм Клайна псевдообращения блочных матриц (добавляются блоки данных). Отметим, что некоторые методы моделирования связаны не с добавлением, а с исключением отдельных данных или их блоков, таковы обычный или групповой метод 'складного ножа', применение которого к моделированию технологических зависимостей в черной металлургии рассмотрено в [3], алгоритмическая основа подобных методов та же. В нелинейном случае вариант добавления отдельных данных исследовался (в некоторых частных случаях) в связи с задачами адаптивной идентификации технологических объектов, когда представление о последовательно поступающих данных трактуется наиболее естественно [4,5]. Отметим, что некоторые задачи неадаптивной идентификации динамических объектов черной металлургии рассмотрены в [6].

Наиболее распространенным на практике подходом к моделированию зависимостей является регрессионный анализ, опирающийся на метод наименьших квадратов (МНК). Учет последовательно поступающих данных реализуется в рекуррентном МНК, линейном или нелинейном, обычном или блочном

С другой стороны, представление о пошаговой регрессии связано с последовательным добавлением оцениваемых параметров в регрессионную модель. Как и рекуррентный МНК, пошаговая регрессия также может быть линейной или нелинейной, обычной или блочной. В [2] заложены основы и пошаговой линейной регрессии, обычной или блочной, детальная разработка соответствующих алгоритмов содержится в [7]. Отметим, что некоторые методы моделирования связаны не с добавлением, а с исключением отдельных параметров или их блоков из модели, таков метод группового учета аргументов [8], алгоритмическая основа и этих методов та же. Нелинейный вариант обоснован в [9].

Основная цель данной работы – показать, что потребность в алгоритмах блочной пошаговой нелинейной регрессии возникает при решении задач управления сквозной технологией в сложных металлургических производствах, таких, как производство автотракторной стали [10], когда необходимо оптимальное моделирование имеющих место технологических связей [11]. Предварительно представлены алгоритмические основы обычной и блочной пошаговой линейной регрессии, столь же популярной среди разработчиков и пользователей автоматизированных систем моделирования, как и рекуррентный МНК.

В линейной регрессии распространены такие мотивировки пошаговой регрессии: факторы последовательно включаются в регрессионную модель в порядке убывания их корреляционной связи с откликом [12], остаточная дисперсия, показывающая степень расхождения между данными и прогнозируемой моделью значениями отклика, неприемлемо велика, для преодоления чего и поочередно модель [2]. Наше основное внимание уделено последней мотивировке. Остановимся на ней подробнее. Используем

обозначения, максимально согласованные с обозначениями из [1]

Пусть для линейной по параметрам модели $y = \varphi^T(x)\beta$, где $\beta \in R^n$ - вектор параметров, $\varphi(x) = [\varphi^{(1)}(x) \dots \varphi^{(n)}(x)]^T \in R^n$ - вектор базисных функций, получена оценка $B^{(n)}$ по МНК вектора параметров β $B^{(n)} = X^+ Y$, где $Y \in R^m$ - вектор данных значений отклика, $X = [\varphi^{(l)}(x_u)] \in R^{m \times n}$ - матрица значений базисных функций в данных значениях факторов $x_u = (x_{1u}, \dots, x_{ku})$, $u = 1, \dots, m$, здесь k - число факторов, m - число данных

Пусть минимальное значение суммы квадратов $f(B^{(n)}) = \|XB^{(n)} - Y\|^2$ неприемлемо велико. Стандартный прием состоит в пополнении семейства базисных функций новой функцией $\varphi^{(n+1)}(x)$ автоматически вводится новый параметр β_{n+1} . Структурная связь новой модели со старой определяется введением аддитивной добавки $\beta_{n+1}\varphi^{(n+1)}(x)$ в старую модель. При этом изменяется оценка $\tilde{B}^{(n)}$, старого вектора параметров, так что

$$B^{(n+1)} = [\tilde{B}^{(n)T} | b_{n+1}]^T,$$

причем $X^{(n+1)} = [X | x^{(n+1)}]$,

где $x^{(n+1)} = [\varphi^{(n+1)}(x_1) \dots \varphi^{(n+1)}(x_m)]^T$

В этом случае [2,7]

$$b_{n+1} = k^{(n+1)} Y, \tilde{B}^{(n)} = B^{(n)} - X^+ x^{(n+1)} b_{n+1},$$

причем

$$k^{(n+1)} = \begin{cases} c^{(n+1)+} = c^{(n+1)T} / \|c^{(n+1)}\|^2, \\ \text{если } c^{(n+1)} = [E - XX^+] x^{(n+1)} \neq 0, \\ X^{(n+1)T} (X^T)^+ X^+ / l^{(n+1)}, \\ \text{где } l^{(n+1)} = 1 + \|X^+ X^{(n+1)}\|^2 \text{ в остальных случаях} \end{cases}$$

здесь E - единичная матрица

Может быть принято решение о пополнении семейства базисных функций не одной, а целым набором из p новых функций $\varphi^{(n+1)}(x), \dots, \varphi^{(n+p)}(x)$. Их можно вводить по одной, используя p раз приведенные формулы. Можно, однако, ввести в старую модель аддитивную добавку вида $\sum_{i=n+1}^{n+p} \beta_i \varphi^{(i)}(x)$, включающую сразу все новые функции, так что

$$B^{(n+p)} = [\tilde{B}^{(n)T} | B^{(p)T}]^T, B^{(p)} = [b_{n+1} \dots b_{n+p}]^T,$$

$$X^{(n+p)} = [X | X^{(p)}], X^{(p)} = [\varphi^{(i)}(x)],$$

$$i = n+1, \dots, n+p, u = 1, \dots, m$$

В этом случае [2,7]

$$B^{(p)} = K^{(p)} Y, \tilde{B}^{(n)} = B^{(n)} - X^+ X^{(p)} B^{(p)},$$

причем

$$K^{(p)} = C^{(p)+} + [E - C^{(p)+} C^{(p)}] L^{(p)} [X^+ X^{(p)}]^T X^+ [E - X^{(p)} C^{(p)+}],$$

где

$$C^{(p)} = [E - XX^+] X^{(p)},$$

$$L^{(p)} = \{E + [X^+ X^{(p)} (E - C^{(p)+} C^{(p)})]^T [X^+ X^{(p)} (E - C^{(p)+} C^{(p)})]\}^{-1}$$

Все указанные формулы, соответствующие "наращиванию" модели, аналогичны формулам из [1], соответствующим "наращиванию" выборки. Так формируются алгоритмы обычной и блочной пошаговой линейной регрессии, аналогичные алгоритмам обычного и блочного рекуррентного линейного МНК.

До сих пор рассматривалась модель, которая могла быть нелинейна по факторам (структура базисных функций произвольна), но должна была обязательно быть линейна по оцениваемым параметрам, именно так принято понимать линейные МНК и регрессию.

В [1] указано, что приведенные там алгоритмы допускают развитие и на те случаи, когда регрессия нелинейна относительно оцениваемых параметров, т.е. модель имеет более общий, чем ранее, вид $y = \varphi(x, \beta)$, и представлены рекуррентно-итерационные процедуры рекуррентного нелинейного МНК. Перейдем к разработке рекуррентно-итерационных процедур блочной пошаговой нелинейной регрессии, рассмотрев и ее мотивировку.

Задаче выбора общего вида функций регрессии по реальным данным посвящено много публикаций (см., например, [13] и цитированную там литературу). Решение этой задачи особенно актуально при моделировании сложных технологических процессов, где закон совместного распределения большого числа случайных величин, полученных при измерении реализаций технологических факторов, как правило, не известен и говорить даже о полумпирических моделях в данной ситуации не приходится.

Производство автолистового проката является таким сложным процессом, при котором в роли объектов управления выступают механические харак-

теристики стали и качество отделки поверхности, зависящие от набора технологических факторов металлургического производства, начиная с выплавки и разлива стали и заканчивая ее отжигом и дрессировкой [10] приведена методика управления сквозной технологией и получения с максимальной вероятностью заданных свойств стали. При этом использовалась указанная выше линейная по параметрам модель, где теперь, уже конкретно, y - моделируемый показатель качества металла (отклик), x - вектор, характеризующий технологию (управляющие факторы), $\varphi_j(t)$ - базисные функции, выбираемые из условия максимальной адекватности модели реальным данным. Флюктуация или погрешность Ψ модели, возникающая при ее построении, обычно вводится в виде $y = \varphi^T(x)\beta + \Psi$.

Широкое применение такие модели получили благодаря своей простоте и надежности, теоретически обоснованному математическому обеспечению для их построения, имеющемуся в распоряжении любого исследователя [12].

Следует отметить, что в контексте с теорией математической статистики вопросы влияния флюктуации Ψ на адекватность линейных регрессионных зависимостей реальным данным и ее учета до настоящего времени остаются открытыми. При практической реализации методов построения линейной регрессии погрешностью Ψ , как правило, пренебрегают, считая, что ее математическое ожидание равно нулю и значения Ψ и y независимы. Идея таких методов, к которым относится и пошаговая регрессия, основаны на последовательном включении в модель факторов, имеющих наиболее тесную корреляционную связь с откликом до тех пор, пока статистические оценки адекватности модели, получаемые после каждого шага выполнения этой процедуры, не начнут ухудшаться. При этом полагают, что не включенные в модель факторы не влияют (или отрицательно влияют) на ее адекватность.

Однако линейная по параметрам зависимость, построенная традиционными способами, не всегда удовлетворяет требованиям поставленной задачи. В этих случаях есть основание предполагать, что не включенные в эту зависимость факторы имеют с откликом нелинейную по параметрам связь, оценить которую методами корреляционно-регрессионного анализа невозможно, и имеет смысл допустить, что такие связи ухудшают линейную модель за счет своего неявного присутствия в Ψ . Более того, факторы, вошедшие в линейную модель, могут иметь и научные составляющие, допускающие только нелинейный по параметрам учет.

Рассматривая задачу с этих позиций, флюктуацию Ψ можно представить в виде двух составляющих $\Psi = \bar{\varphi}(x, \bar{\beta}) + \tilde{e}$, где $\bar{\varphi}(x, \bar{\beta})$ - аддитивная добавка к исходной модели, отражающая нелинейные по новым параметрам $\bar{\beta}$ связи, \tilde{e} - погрешность, вызванная неточностью измерений технологических величин, ошибками округления вычислительных расчетов, наличием иных неучтенных факторов и т.д.

Таким образом, корректно подобрав функцию $\bar{\varphi}(x, \bar{\beta})$, можно существенно расширить возможности по улучшению исходной регрессионной зависимости. При выявлении нелинейных связей трудность заключается в многофакторности и неопределенности структуры функции, аппроксимирующей набор экспериментальных данных.

Авторами фундаментальных работ по статистическому моделированию (см., например, [13]) справедливо отмечено, что определять структуру нелинейной регрессии необходимо, исходя из теоретических и экспериментальных исследований в предметной области. Это в полной мере относится к листопрокатному производству, где зависимость механических свойств стали от температуры, степени деформации и т.д. часто выражается показательными формами [11]. Все эти формулы рассматриваются в ограниченных технологических фрагментах и не учитывают большинства факторов, влияющих на конечные свойства продукции, но их структура может быть учтена при построении многофакторной модели.

Для аппроксимации $\bar{\varphi}(x, \bar{\beta})$ были опробованы, в развитие [10], встречающиеся во многих практических задачах технического и экономического характера, функции k переменных с экспоненциальными составляющими следующего вида:

$$\bar{\varphi}(x, \bar{\beta}) = \sum_{d=1}^D \gamma_d \exp \left\{ \sum_{l=1}^k \beta_{d,n+l} z_l \right\}, \quad t_{lv} = \exp z(\tau_{lv}),$$

где $\bar{\beta} = (\gamma_1, \dots, \gamma_D, \beta_{d,n+1}, \dots, \beta_{d,n+k})$ - новый вектор параметров.

Окончательно модель с введенной в нее аддитивной добавкой будет иметь структуру

$$s = \sum_{j=0}^n \beta_j \varphi_j(t) + \sum_{d=1}^D \gamma_d \exp \left\{ \sum_{v=1}^J \beta_{dv} z_v \right\} + \tilde{e}$$

При построении таких моделей возникают вопросы, связанные с выбором критериев определения конечного числа D и присутствующих в нелинейной части факторов. Для корректного описания вычислительных процедур построения пополненной модели будем придерживаться следующих понятий, касающихся структуры модели: составляющие модели - структурные единицы одного типа, совокупность которых образует часть модели (линейная или нелинейная часть), факторные включения - наборы факторов, присутствующие в составляющих модели.

При расчете оценок параметров β_j и набора факторных включений линейной части модели можно использовать хорошо известные методы регрессионного анализа. Результатом выполнения этой процедуры является линейная модель с коэффициентами B для линейно независимых базисных функций $\varphi'(t)$.

Следующим шагом является корректировка линейной модели составляющими $\sum_{d=1}^D \gamma_d \exp \left\{ \sum_{v=1}^J \beta_{dv} z_v \right\}$. На этом шаге алгоритма формируются d составляющие и факторные включения этих составляющих, модель приобретает нелинейную структуру. При этом расчет γ_d и β_{dv} на каждом шаге формирования очередной d -составляющей сводится к решению нелинейной задачи о наименьших квадратах (НЗНК), которую можно сформулировать так найти

$$\min_{\beta \in R^p} Q(\vec{\beta}) = \frac{1}{2} \sum_{u=1}^m \left[\sum_{j=0}^n \beta_j \Phi_j(t_u) + \sum_{d=1}^{\bar{D}} \gamma_d \exp \left\{ \sum_{v=1}^{\bar{K}} \beta_{dv} z_{dv} \right\} - \bar{s}_u \right]^2,$$

где $\vec{\beta} = (\gamma_1, \gamma_{\bar{D}}, \beta_{1j}, \beta_{\bar{D}j})^T$ - вектор коэффициентов нелинейной части регрессии, \bar{D} - число сформированных на текущем шаге составляющих; \bar{K} - число включенных факторов на текущем шаге формирования очередной составляющей, m - объем выборки наблюдений, \bar{s}_u - измеренные значения отклика.

Поскольку критерии адекватности линейных моделей не пригодны для оценки точности зависимостей нелинейной структуры, то для последних основной (и, по существу, единственной [12]) характеристикой их точности является оценка $\hat{\sigma}^2$ среднеквадратичной ошибки остатков, вычисляемая по формуле

$$\hat{\sigma}^2 = \frac{1}{m-p-1} \sum_{u=1}^m [\bar{s}_u - s(t_u, \beta, \vec{\beta})]^2$$

Условием присутствия факторов в нелинейной составляющей является невозрастание этой оценки на каждом шаге факторного включения, а максимальное значение D определяется предельным ее убыванием.

Таким образом, задача блочной нелинейной регрессии содержательно мотивирована. Рассмотрим алгоритм ее решения, развивающий приведенные ранее алгоритмы пошаговой линейной регрессии. Для общности, в отличие от приведенной мотивировки, будем считать, что и исходная модель $\Phi(x, \beta)$ нелинейна по параметрам, так что и для получения оценки $B^{(n)}$ исходного вектора параметров следует решать НЗНК. Как указано в [1], методы решения этой задачи нелинейной оптимизации носят итерационный характер по текущей оценке $B_c^{(n)}$ решения $B^{(n)}$ строится следующая оценка $B_+^{(n)}$ так, что $f(B_+^{(n)}) < f(B_c^{(n)})$, а построенная последовательность этих оценок сходится к $B^{(n)}$,

здесь

$$f(B) = \sum_{u=1}^m [\Phi(x_u, B^{(n)}) - y_u]^2 = \|\Phi(B^{(n)}) - Y\|^2$$

В [1] рассмотрен метод Гаусса - Ньютона с псевдообращением для решения НЗНК, когда на каждой итерации вектор функции $\Phi(B^{(n)}) \in R^m$ заменяется ее линейной моделью

$$\Phi(B_c^{(n)}) + J(B_c^{(n)}) \Delta B^{(n)}, \Delta B^{(n)} = B^{(n)} - B_c^{(n)},$$

где $J(B_c^{(n)})$ - матрица Якоби, после чего находится

$$\Delta B_+^{(n)} = J(B_c^{(n)}) [-\Phi(B_c^{(n)}) + Y] \text{ и } B_+^{(n)} = B_c^{(n)} + \Delta B_+^{(n)}$$

Именно матрица $J(B_c^{(n)})$ или, короче, J_c , играет теперь роль, аналогичную роли матрицы X в линейном случае.

Пусть найдена $B_+^{(n)}$ по $B_c^{(n)}$ и в этот момент принято решение о введении в исходную модель аддитивной добавки $\bar{\Phi}(x; \bar{\beta})$, так что ищется оценка $B^{(n+p)}$ составного вектора параметров $[\beta^T, \bar{\beta}^T]^T$, которую, как и раньше, представим в виде $B^{(n+p)} = [B^{(n)T} | B^{(p)T}]^T$, где $B^{(p)}$ - оценка $\bar{\beta}$. При этом

$$\begin{aligned} \Phi(B_c^{(n+p)}) &= \Phi(B_c^{(n)}) + \bar{\Phi}(B_c^{(p)}), \\ J(B_c^{(n+p)}) &= [J(B_c^{(n)}) | J(B_c^{(p)})] = [J_c | J_c^p], \\ R(B_c^{(n+p)}) &= R(B_c^{(n)}) + \bar{R}(B_c^{(p)}), \end{aligned}$$

здесь $B_c^{(n)}$ - текущая точка итерационного процесса, определяющего $B^{(n)}$; $B_c^{(p)}$ - точка, выбираемая из тех же соображений, из которых обычно выбирается начальная точка в итерационных методах. Рекуррентно итерационная процедура пошаговой нелинейной регрессии, позволяющая найти $B_+^{(n+p)} = \left[\begin{matrix} B_+^{(n)T} \\ B_+^{(p)T} \end{matrix} \right]^T$ по ранее найденной $B_+^{(n)}$, а конкретнее - $\Delta B_+^{(n)}$ по ранее найденной $\Delta B_+^{(n)}$, формулируется в виде

$$\begin{aligned} \Delta B_+^{(p)} &= K_c^{(p)} \left(Y - \Phi(B_c^{(n)}) - \bar{\Phi}(B_c^{(p)}) \right), B_+^{(p)} = B_c^{(p)} + \Delta B_+^{(p)}, \\ \Delta B_+^{(n)} &= \Delta B_+^{(n)} - J_c^+ \left(\Phi(B_c^{(p)}) + J_c^p \Delta B_+^{(p)} \right), B_+^{(n)} = B_c^{(n)} + \Delta B_+^{(n)}, \end{aligned}$$

причем

$$K_c^{(p)} = C_c^{(p)+} + [E - C_c^{(p)+} C_c^{(p)}] L_c^{(p)} [J_c^+ J_c^p]^T [E - J_c^p C_c^{(p)+}]^{-1},$$

где

$$C_c^{(p)} = [E - J_c J_c^+] J_c^{(p)},$$

$$L_c^{(p)} = \left\{ E + \left[J_c^+ J_c^{(p)} (E - C_c^{(p)+} C_c^{(p)}) \right]^T \left[J_c^+ J_c^{(p)} (E - C_c^{(p)+} C_c^{(p)}) \right] \right\}^{-1}$$

Можно показать, что из этих формул, как частный случай в предположении о линейности исходной модели и аддитивной добавки, следуют рекуррентные формулы пошаговой линейной регрессии

Отметим, что без использования приведенных формул $B_+^{(n+p)}$ можно определить в виде

$$\begin{aligned} \Delta B_+^{(n+p)} &= J \left(B_c^{(n+p)} \right)^+ \left[Y - \Phi \left(B_c^{(n+p)} \right) \right] = \\ &= \left[J_c | J_c^{(p)} \right]^+ \left[Y - \Phi \left(B_c^{(n)} \right) - \overline{\Phi} \left(B_c^{(p)} \right) \right] \end{aligned}$$

Это требует псевдообращения "большой" матрицы

$$\left[J_c | J_c^{(p)} \right] \in R^{m \times (n+p)}$$

Использование рекуррентно итерационной процедуры позволяет этого избежать. Процедура использует 1) результаты расчетов, проведенных до пополнения модели, т.е. $\Phi(B_c^{(n)})$, J_c , J_c^+ , $\Delta B_c^{(n)}$; 2) величины, характеризующие новую модель, точнее, аддитивную добавку, т.е. $\overline{\Phi}(B_c^{(p)})$, $J_c^{(p)}$

Подчеркнем, что решение о введении новых параметров в модель может быть принято на любом шаге итерационного процесса то, что остаточная дисперсия предвидится неприемлемо большой, может быть определено до его окончания. Соответственно и переход к оцениванию параметров может быть осуществлен, в соответствии с приведенными формулами в течение итерационного процесса

Выводы Обоснована необходимость в алгоритмах пошаговой нелинейной регрессии при оптимальном

моделировании сложных технологических связей в производственных процессах. Представлена единая основа обычных и блочных алгоритмов пошаговой линейной регрессии и блочных рекуррентно итерационных процедур пошаговой нелинейной регрессии. Алгоритмы находят применение при корректировке линейных и нелинейных по параметрам моделей путем введения в них аддитивных добавок, линейных или нелинейных по параметрам. Блочная пошаговая нелинейная регрессия и блочный рекуррентный нелинейный МНК [1] в совокупности расширяют возможности адаптации при оптимальном моделировании технологических связей [11] и допускают развитие применительно к адаптивной идентификации нелинейных моделей технологических процессов [6]

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Блюмин СЛ, Погодаев А.К., // Изв. вуз. Черная металлургия 1992 № 9 С 67 - 68
 2 Алберт А Регрессия, псевдоинверсия и рекуррентное оценивание - М Наука, 1977 - 224 с
 3 Блюмин СЛ, Самордин П.В. // Изв. вуз. Черная металлургия 1993 № 5 С 73 - 76
 4 Рубан А.И. Идентификация нелинейных динамических объектов на основе алгоритма чувствительности - Томск Изд. ТГУ 1975 - 270 с
 5 Льюнг Л. Идентификация системы. Теория для пользователя - М Наука, 1991 - 432 с
 6 Блюмин СЛ, Третьяков В.А., Барышев В.В. // Изв. вуз. Черная металлургия 1994 № 8 С 22 - 24
 7 Блюмин СЛ, Маловидов С.П., Погодаев А.К. Нелинейный метод наименьших квадратов и псевдообращение. Учебное пособие - Липецк Изд. ЛипПИ 1992 - 80 с
 8 Ивахненко А.Г., Юрачкóвский Ю.П. Моделирование сложных систем по экспериментальным данным - М Радио и связь, 1987 - 120 с
 9 Блюмин СЛ, Погодаев А.К. // Журнал вычислительной математики и математической физики 1992 Т 32 № 8 С 1180 - 1186
 10 Кузнецов Л.А., Погодаев А.К., Корнеев А.М. // Изв. вуз. Черная металлургия 1990 № 3 С 34 - 36
 11 Блюмин СЛ, Погодаев А.К., Барышев В.В. Оптимальное моделирование технологических связей. Учебное пособие - Липецк Изд. ЛипПИ, 1993 - 68 с
 12 Сборник научных программ на фортране. Вып. 1. Статистика. - М. Статистика, 1974 - 316 с
 13 Айвазян С.А., Енюков И.С., Мешалкин Л.Д. Прикладная статистика. Исследование зависимостей - М. Финансы и статистика, 1985 - 487 с

Липецкий государственный технический университет. Поступила 25 октября 1994 г.

УДК 621 746 019 620 186

© 1995 г. А.А. Жуков

АНАЛИЗ ДЕНДРИТНОЙ И ЭВТЕКТИЧЕСКОЙ МИКРОЛИКВАЦИИ КРЕМНИЯ В ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД – КРЕМНИЙ

В основе примененного метода геометрической термодинамики тройных сплавов лежит правило секущих Хиллерта [1]. На рис. 1, а и б показаны два варианта расположения линий изоактивности одного из компонентов тройного сплава $i - j - k$ на изотермическом разрезе диаграммы состояния этой системы.

В варианте, представленном на рис. 1, а выделенная линия изоактивности $a_i = \text{const}$ пересекается любой секущей Хиллерта (лучом, исходящим из вершины i концентрационного треугольника) только в одной точке. Правило Хиллерта соблюдается, и этот вариант поэтому, в принципе, возможен.

На рис. 1, б представлен вариант, приведенный в обоих изданиях монографии [1], как невозможный. Действительно, в нем выделенная линия изоактивности $a_i = \text{const}$ пересекается секущей Хиллерта в трех точках, а правило секущих Хиллерта допускает максимум лишь одно такое пересечение¹.

Выше мы следовали материалу, уже изложенному в двух изданиях монографии [1]. Однако здесь необходимо оговориться. В этих изданиях конода в двухфазной области $\alpha + \beta$ отождествлена с линией изоактивности. Однако это не совсем верно.

С одной стороны, вдоль коноды, действительно, расположены фигуративные точки сплавов с одина-

ковыми значениями термодинамической активности любого из компонентов сплавов (при условии, что для обеих фаз смеси $\alpha + \beta$ принято одинаковое стандартное состояние данного компонента). Иначе говоря, написав для фаз α и β уравнения

$$\mu_{i_\alpha} = \mu_{i_\alpha}^0 + RT \ln a_{i_\alpha}$$

и

$$\mu_{i_\beta} = \mu_{i_\beta}^0 + RT \ln a_{i_\beta},$$

мы записываем условие двухфазного равновесия в виде

$$\mu_{i_\alpha} = \mu_{i_\beta}$$

либо, при условии, что $\mu_{i_\alpha}^0 = \mu_{i_\beta}^0$, в виде

$$a_{i_\alpha} = a_{i_\beta}$$

С другой стороны, конода есть лишь разрыв функции – это умозрительная прямая, соединяющая две ноды, в которых кривые функции $a_i = f([i], [j], [k])$ обрываются.

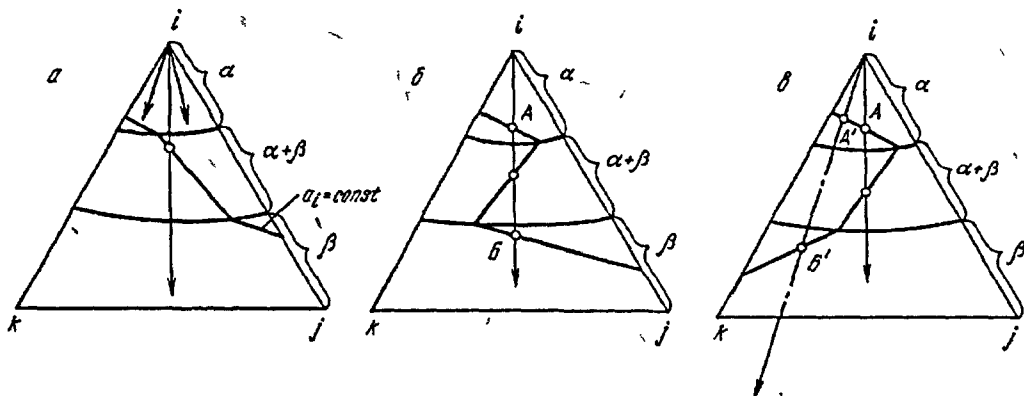


Рис. 1 при варианте пересечения изолинии $a_i = \text{const}$ в изотермическом разрезе диаграммы состояния $i - j - k$ секущими Хиллерта, исходящими из угла i диаграммы
а – правильно, б и в – неправильно

¹ Любопытно отметить, что в течение последних 40 лет, прошедших после формулирования этого правила профессором Королевского Института Технологии (Стокгольм) М. Хиллертом, оно практически не получило распространения и остается фактически неизвестным.

Если же конода, строго говоря, не есть собственно линия изоактивности, тогда на рис 1, а выбранная линия изоактивности $a_i = \text{const}$ нигде не пересекается выбранной секущей Хиллерта. Правило секущих соблюдается. А применительно к рис 1, б мы можем говорить не о трех точках пересечения, а о двух (точки А и В). Однако в этом случае можно предположить, что в однофазной области β изолиния $a_i = \text{const}$ может быть расположена так, как это показано на рис 1, в, и тогда вместо двух точек пересечения А и В у нас останется только одна реальная точка пересечения А. Правило Хиллерта, казалось бы, начинает соблюдаться. Но это не так. На рис 1, в показана другая секущая Хиллерта (обозначенная штрих-пунктиром), которая в этом случае будет пересекать линию изоактивности $a_i = \text{const}$ в двух точках А' и В'. Правило секущих Хиллерта перестает соблюдаться и вариант в, как и вариант б на рис 1, невозможен.

Из вышеизложенного можно вывести два дополнительных правила геометрической термодинамики.

Правило 1 В изотермическом разрезе трехкомпонентной диаграммы состояния $i - j - k$ секущая Хиллерта, проведенная из угла i , не может пересекать одновременно изолинию $a_i = \text{const}$ в однофазной области и соответствующую коноду, исходящую из вершины, в которой обрывается данная изолиния на границе с двухфазной областью.

Правило 2 При нанесении линии изоактивности $a_i = \text{const}$ на изотермический разрез диаграммы состояния системы $i - j - k$ начало и конец данной изолинии не могут располагаться на одной и той же стороне концентрационного треугольника.

Вооружившись этими правилами, рассмотрим систему Fe - C - Si. Известно, что кремний, легируя

аустенито графитную эвтектику сплавов Fe - C, снижает содержание в ней углерода и повышает равновесную температуру эвтектического превращения [1, 2]. Это позволяет нам построить схему, представленную на рис 2, где γ - аустенит, λ - расплав, μ - графит.

Так как изотермический разрез, показанный на рис 2, выполнен при температуре t , слегка превышающей температуру точки С, равную 1154 °С (равновесная температура эвтектического превращения $\lambda = \gamma + \mu$ в бинарной системе Fe - C), то этот разрез должен непременно пересечь тальвег (линию эвтектики), например, в точке с, расположенной левее точки С. Следовательно, область λ однофазного жидкого состояния системы ограничена на рис 2 треугольником bcd . Сторона cd этого треугольника является одновременно линией изоактивности $a_C = \text{const}$. Действительно, она ограничивает слева двухфазную область $\lambda + \mu$. При выборе же графита в качестве стандартного состояния углерода $\mu_C = \mu_C^0$ и $R \ln a_C = 0$, т.е. $a_C = 1,0$. Следовательно, вдоль изолинии cd $a_C = \text{const} = 1,0$ (ликвидус $\lambda/\lambda + \mu$).

Проведем в однофазной области λ изолинию $a_C = \text{const}$, расположенную немного левее изолинии cd , например линию изоактивности ll . Последняя, будучи почти параллельной изолинии cd (ибо различные линии изоактивности одного и того же компонента взаимно пересекаться не могут), непременно должна пересечь сторону bc треугольника bcd однофазной области λ , например, в точке l .

Наклоны коноды sl и изолинии $a_C = \text{const}$ в области γ , примыкающей к вершине s , могут быть только такими по знаку, какими они представлены на рис 2. Лишь в этом случае секущие Хиллерта, показанные на рис 2 штрих-пунктирными прямыми, пересекают

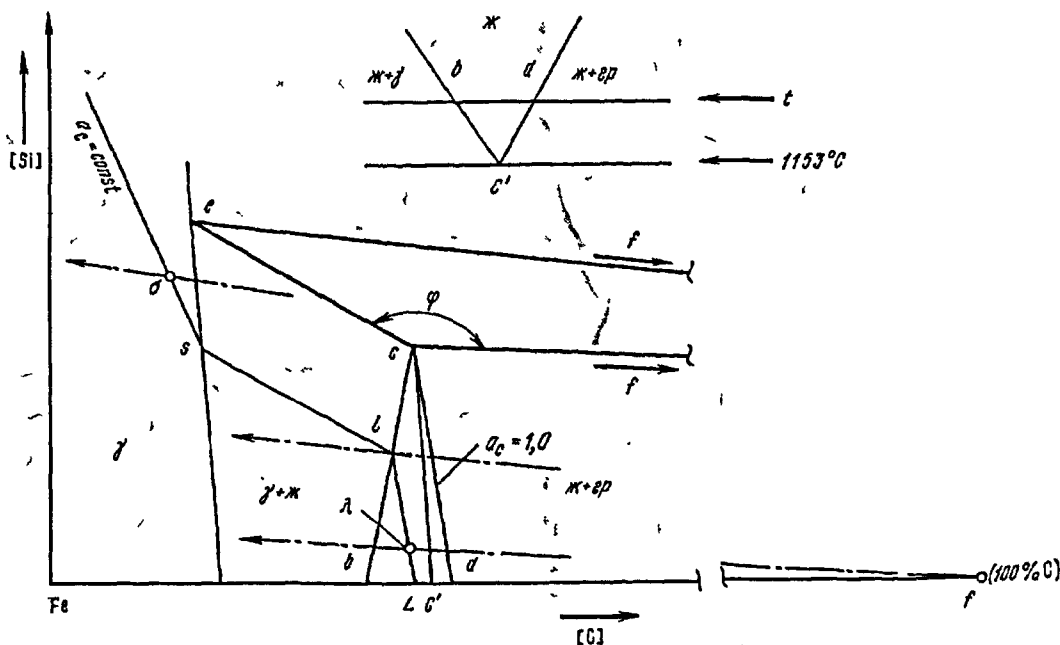


Рис 2. Схема изотермического разреза диаграммы стабильных равновесий в системе Fe - C - Si. В верхней части рисунка показан участок бинарной системы Fe - C.

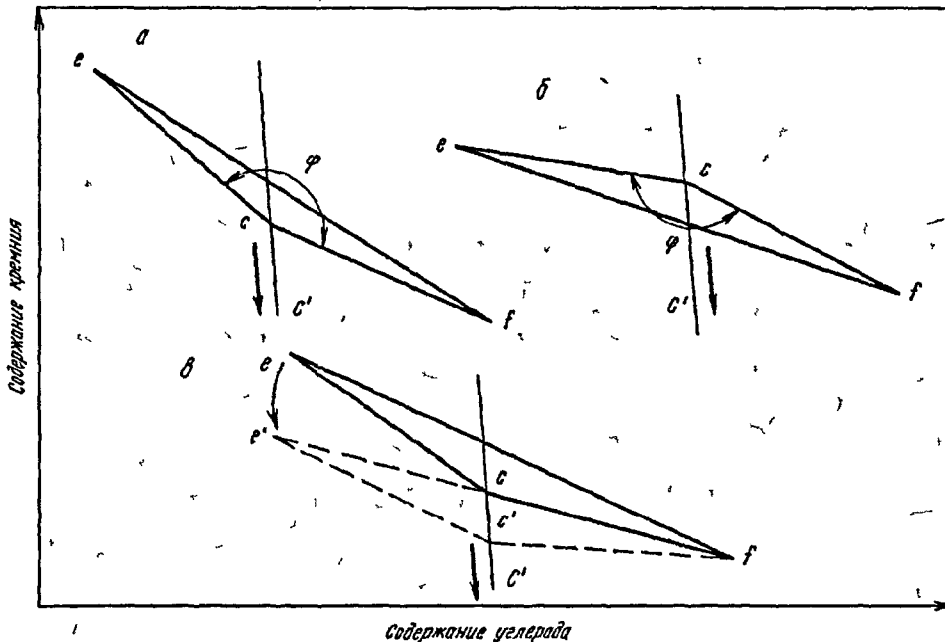


Рис. 3 Расположение эвтектического конодного треугольника ecf по отношению к концентрационным шкалам в системе Fe – C – Si и тальвегу (линии эвтектик) Cc
 а – правильно, б – неправильно, в – разворот треугольника в процессе эвтектического распада (при условии, что фаза не изменяет своего состава)
 Жирной стрелкой показан уклон тальвега в сторону понижающихся температур

рассматриваемую изолинию $a_C = const$ только в одной точке (например, в точке λ , или в точке l , или в точке σ) Наклон коноды sl соответствует "обратной" дендритной микроликвации кремния в слегка доэвтектическом чугуне Действительно, ордината точки s больше ординаты точки l следовательно кремнием обеднен расплав и обогащен избыточный аустенит

Итак, этот вид микроликвации кремния есть эффект термодинамический Кинетические эффекты могут так или иначе влиять на него, но сам по себе он вытекает из фундаментальных особенностей диаграммы состояния сплавов Fe – C – Si Он объяснен также и с позиций теории электронных взаимодействий между атомами Fe, C и Si [3]

Остается рассмотреть с этих же позиций геометрической термодинамики знак эвтектической микроликвации кремния при затвердевании аустенито-графитной эвтектики в сплавах Fe – C – Si Легко убедиться в том, что эта микроликвация – также "обратная" по знаку

Поскольку точка c на рис 2 лежит на тальвеге Cc , она образует одну из вершин конодного треугольника ecf , описывающего эвтектический распад расплава с на смесь аустенита e и графита f Ввиду того что сторона cd треугольника служит одновременно секущей Хиллберта (так как графит практически не содержит в твердом растворе ни железа, ни кремния), угол ϕ при вершине c должен быть направлен острием вниз, а не вверх, что, кстати, полностью соответствует другому правилу геометрической термодинамики [1], показанному на рис 3, а

Поскольку сторона ef эвтектического конодного треугольника лежит выше точки c , первые порции аустенито-графитной эвтектики непременно должны быть обогащены кремнием

Далее, в процессе эвтектического распада расплава, треугольник ecf как бы сползает вниз по тальвегу, причем последняя порция затвердевающего маточного расплава соответствует положению точки c на рис 3, в, т.е. она заметно обеднена кремнием Правда, кинетические эффекты, связанные с отставанием диффузионных процессов по отношению к ликвационным процессам, могут несколько исказить реальную картину формирования химической неоднородности металла в затвердевающем эвтектическом чугуне Однако главное заключается в том, что "обратная" эвтектическая микроликвация кремния в сером чугуне сама по себе не есть кинетическое явление, а есть вполне закономерный термодинамический эффект

Итак, несколько усилив строгость представленных доказательств, мы теоретически обосновали экспериментальные данные, которые автор начал накапливать еще в работах [4 6]

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Ж у к о в А.А. Геометрическая термодинамика сплавов железа. – М. Металлургия, 1971 – 272 с (1 е изд), 1979 – 232 с (2 е изд)
- 2 Б у н и н К.П., М а л и н о ч к а Я.Н., Г а р а н Ю.Н. Основы металлографии чугуна – М. Металлургия, 1969 – 415 с 3 Ж у к о в А.А. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1984 № 11 С 52 – 58, 1987 № 1 С 7 – 14 4 Ж у к о в А.А. // Литейное производство 1957 № 11 С 21 – 24 5 Ж у к о в А.А. // Литейное производство 1958 № 12. С 29 – 30 6 А х с е н о в П.Н., Б е р г П.П., Б о д а ш к о в Н.М. и др. Вопросы теории литейных процессов / – М. Машгиз, 1960 – 695 с

Випицкий государственный технический университет
 Поступила 7 июля 1993 г

УДК 690 194

© 1995 г С С Иванов

ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С КОРРОЗИОННОЙ ТРЕЩИНОЙ В НЕЙТРАЛЬНОЙ СРЕДЕ

Чувствительность высокопрочных сталей к хрупкому разрушению в нейтральных средах определяется наличием концентраторов напряжений – надрезов, трещин. Высокопрочные стали с мартенситной структурой 30ХГСНА и ЭИ643, если имеется такой жесткий концентратор, обнаруживают склонность к хрупкому разрушению в водопроводной воде по механизму водородного растрескивания, вызванного диффузией водорода в область максимальных трехосных растягивающих напряжений [1-3]. Возможность выделения водорода из нейтральных растворов обусловлена повышением концентрации ионов водорода в вершине трещины (надреза) из-за гидротиза продуктов коррозии [4, 5]. Согласно работе [1] на экспериментальным данным [2, 3] установление функциональной зависимости времени до разрушения τ от величины приложенных напряжений σ позволяет идентифицировать механизм хрупкого разрушения. При аппроксимации этой зависимости прямой в координатах $\sigma - 1/\sqrt{\tau}$, последняя имеет аналитическое выражение $\sigma = \sigma_{кр} + K \frac{1}{\sqrt{\tau}}$, где $\sigma_{кр}$ и K – константы

для данного материала, коррозионной среды и способа испытаний, и отражает хрупкое разрушение материала по механизму водородного растрескивания. Представленная зависимость предполагает существование критического (порогового) уровня напряжений $\sigma_{кр}$, ниже которого водородного растрескивания не происходит (трещина не растет). Константа K отражает влияние величины растягивающих напряжений на скорость роста трещины $1/\tau$ чем выше ее значения, тем менее ощутимо влияние напряжений на скорость роста трещины.

Для оценки влияния характера коррозионной среды на водородное растрескивание высокопрочной стали 30ХГСНА определяли время до разрушения при различных уровнях напряжений образцов с предварительно выращенной коррозионной трещиной.

Испытаниям подвергали плоские образцы размером 100×9×1,5 мм. Окончательную механическую обработку (шлифование) проводили после их термической обработки (закалка в масле от 890 и отпуск в течение 2 ч при температуре 220 °С). Коррозионную трещину глубиной 9-110 мкм формировали в 20 %-ном растворе H_2SO_4 с добавкой 30 г/л NaCl по методике [6]. Испытания образцов исследуемой стали проводили в дистиллированной воде, в 0,1 М растворе хлорида натрия (активатора коррозионного процесса) и насыщенном растворе хромата стронция (0,44 г/л) – пассивирующего пигмента лакокрасочных покрытий [7, 8]. В образцах, после их обезжиривания

в органическом растворителе, создавали растягивающие напряжения сосредоточенным изгибом [1]. Стрелу прогиба образцов контролировали индикатором часового типа с точностью до 0,01 мм. Результатами испытаний считали средние значения из 5-7 параллельных опытов.

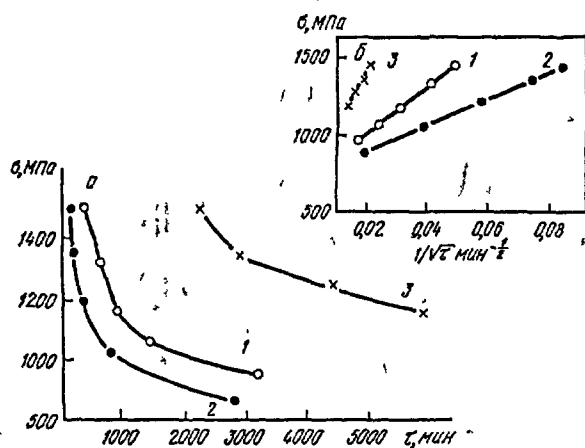
Как видно (см таблицу, рисунок), во всех исследуемых растворах с понижением уровня растягивающих напряжений время до разрушения образцов из стали 30ХГСНА увеличивается.

Влияние коррозионной среды и растягивающих напряжений на показатели разрушения образцов по механизму водородного растрескивания

Коррозионная среда	σ , МПа	τ , мин	$\sigma_{кр}$, МПа	K , МПа·мин ^{-1/2}
H_2O дистиллированная	1450	386		
	1320	630		
	1170	865	699	14512
	1060	1423		
	960	3192		
SrCrO ₄ (насыщенный раствор)	1450	2232		
	1350	2922		
	1250	4443	726	34254
	1170	5917		
0,1 М раствор NaCl	1450	151		
	1350	204		
	1200	340	693	9351
	1030	770		
	870	2770		

Так, при уровне напряжений 1450 МПа время до разрушения образца в дистиллированной воде составляет 386 мин и превышает в 2,6 раза значение этой величины для раствора хлорида натрия и в 5,8 раза меньше по сравнению с результатом испытаний в насыщенном растворе хромата стронция. По мере снижения уровня растягивающих напряжений эта тенденция сохраняется, т.е. во всем исследованном интервале напряжений активирующее и ингибирующее действие изученных добавок находится в соответствии с особенностями их действия на протекание коррозионного процесса [8].

Обработка результатов испытаний показывает (см рисунок), что разрушение стали 30ХГСНА с коррозионной трещиной соответствует уравнению водородного растрескивания.



Влияние растягивающих напряжений на время до разрушения образцов из стали 30XGCH2A (а - зависимость в координатах $\sigma - \tau$, б - в координатах $\sigma - 1/\sqrt{\tau}$) Коррозионная среда. 1 - дистиллированная вода, 2 - 0,1 М раствор NaCl 3 - насыщенный раствор SrCrO₄

Как видно из таблицы, критическое напряжение для изученных растворов практически одинаково. Критическое напряжение рассчитывали из уравнения $\sigma_{кр} = \sigma_2 \sqrt{\tau_2} - \sigma_1 \sqrt{\tau_1} / \sqrt{\tau_1 \tau_2}$, где $\sigma_1 > \sigma_2$ и τ_1, τ_2 - время до разрушения образцов при σ_1 и σ_2 соответственно [1]. Существенно различаются величины констант K, что свидетельствует о влиянии состава среды на скорость роста трещины. При этом минимальное значение константы K, равное 9351 МПа мин^{1/2}, наблюдается для активаторов коррозионного процесса хлорид-ионов, а максимальное - для ингибиторов коррозии хромат-ионов (34254 МПа мин^{1/2}).

Результаты исследований показывают, что в дистиллированной воде, в растворах, содержащих хлорид и хромат-ионы, высокопрочная сталь 30XGCH2A с коррозионной трещиной разрушается по механизму водородного растрескивания. Ускоряющее и ингибирующее действие этих анионов связано с их влиянием на коррозионный процесс и, как следствие, на проникновение водорода в сталь. Хлорид-ионы, стимулируя растворение металла в вершине исходной трещины на первоначальном этапе взаимодействия металлической поверхности с раствором, способствуют его

подкислению за счет гидролиза растворимых продуктов коррозии и обеспечивают возможность для протекания катодного процесса с водородной деполяризацией [2, 4, 5]. Адсорбирующийся водород частично диффундирует в зону предразрушения, вызывает его охрупчивание, облегчая тем самым продвижение трещины. В растворе хромат-ионов происходит их сильное взаимодействие с металлической поверхностью, вследствие чего на последней образуются защитные пленки [8], замедляющие анодную реакцию коррозионного процесса и снижающие проникновение ионов водорода к вершине трещины. В этих условиях достижение необходимой концентрации водорода в зоне предразрушения требует большего времени, что выражается в увеличении общего времени до разрушения образцов.

Выводы. Разрушение исследованной стали в растворах удовлетворяет уравнению водородного растрескивания. Активирующее и ингибирующее действие исследованных анионов на водородное растрескивание стали 30XGCH2A связано с подкислением раствора и образованием защитной пленки в вершине трещины, оказывающих влияние на проникновение водорода в зону предразрушения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 А ж о г и н Ф Ф Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей - М. Металлургия, 1974 - 256 с
 2 Са х а р о в А.В., И в а н о в С.С., А ж о г и н Ф Ф // ФХММ 1977 Т 12 № 3 С 47 - 50
 3 А ж о г и н Ф Ф., Са х а р о в А.В., И в а н о в С.С. // ФХММ 1979 Т 14 № 3 С. 35 - 38
 4 S m i t h I.A., P e t e r s o n M.H., B r o w n B.F. // Corrosion 1970 № 12 P 539 - 544
 5 К у р о в О.В., В а с и л е н к о И.И. // Защита металлов. 1981 Т 17 № 3 С 266 - 271
 6 И в а н о в С.С., С а в ч е н к о в а В.В. // Заводская лаборатория 1994 Т 60 № 3 С 47 - 48
 7 Р о з е н ф е л д И.Л. Ингибиторы коррозии - М. Химия, 1977 - 352 с
 8 С а в ч е н к о в а В.В., И в а н о в С.С., Ч е б о т а р е в с к и й В.В., А ж о г и н Ф Ф., Л я л ю ш е н к о Д.С. // ФХММ 1987 Т 22 № 11 С 101 - 103

Московский вечерний металлургический институт Поступила 3 апреля 1995 г

УДК 621 793

© 1995 г А.Е. Титлянов, А.Г. Раюнок

К ОЦЕНКЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ АЛЮМИНИЕВЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ В ТЕПЛОВЫХ ЭКРАНАХ НА ШПС ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

В ранее опубликованных работах сформулированы требования, предъявляемые к тепловым экранам, указано их место на рольгангах ШПС, а также рассмотрены различные материалы для поверхности теплоотражательных экранов (ТОЭ) [1-3]. Показана эффективность использования алюминиевого газотер-

мического покрытия (ГТП), обладающего высокими отражательными свойствами и имеющего высокий ресурс работы в ТОЭ [2].

В настоящей работе исследовали свойства алюминиевого ГТП при нагреве до температур, соответствующих работе тепловых экранов на рольгангах

ШПС горячей прокатки. При этом определяли изменение микротвердости алюминиевого ГТП $H_{\mu n}$, толщины образующегося в процессе эксплуатации интерметаллидного слоя (Al - Fe) $H_{инт}$, пористости покрытия Π , отношения массы покрытия к площади напыления $\Delta m/S$. Для этого на стальные образцы размером $2 \times 50 \times 100$ мм напыляли алюминиевое ГТП толщиной 0,15-0,2 мм с помощью электрометаллизатора ЭМ-14. Образцы нагревали в печи при $T = 550-600$ °C и времени выдержки τ до 12 ч с интервалом 2 ч, а также при $T = 950$ °C и τ до 5 ч с интервалом 2 ч. Указанные температуры соответствуют нагреву ТОЭ с алюминиевым ГТП и теплоаккумулирующих экранов (ТАЭ) соответственно на рольгангах ШПС горячей прокатки.

Для определения $H_{\mu n}$, $H_{инт}$ и Π из образцов после термообработки изготавливали шлифы, а для определения $\Delta m/S$ образцы взвешивали до и после нагрева на аналитических весах с точностью 0,001 г. Величину $H_{\mu n}$ определяли на микротвердомере ПМТ-3, $H_{инт}$ измеряли на микроскопе, а пористость - на электронном анализаторе "Эпиквант".

По экспериментальным результатам с помощью регрессионного анализа были получены соотношения $\Delta m/S = f(T, \tau)$, вид которых отвечает минимальному среднеквадратичному отклонению экспериментальных данных от расчетных.

при $T = 600$ °C

для образцов с алюминиевым ГТП

$$\Delta m/S = 0,002 + 0,097\tau - 0,0085\tau^2,$$

для образцов без ГТП

$$\Delta m/S = 0,036 + 0,062\sqrt{\tau},$$

при $T = 950$ °C

для образцов с алюминиевым ГТП

$$\Delta m/S = -0,005 + 0,049\tau - 0,0088\tau^2,$$

для образцов без ГТП

$$\Delta m/S = -0,017 + 0,518\sqrt{\tau}$$

Экспериментальные значения параметров алюминиевого ГТП $H_{\mu n}$, $H_{инт}$, Π при $T = 950$ °C приведены ниже

τ , ч	$H_{\mu n}$, МПа	$H_{инт}$, мкм	Π , %
3	8190	-	12,6
5	8830	200-250	9,85

Представленные результаты говорят о том, что практически все алюминиевое ГТП превращается в

интерметаллиды и его использование в качестве материала для ТОЭ становится проблематичным. Однако исследованиями в условиях промрельганга стана 2000 НЛМК было установлено, что до 950 °C нагревались элементы ТАЭ, а температура элементов ТОЭ в аналогичных условиях не превышала 570 °C.

Влияние режимов термообработки на свойства алюминиевого ГТП показано на рис 1-4.

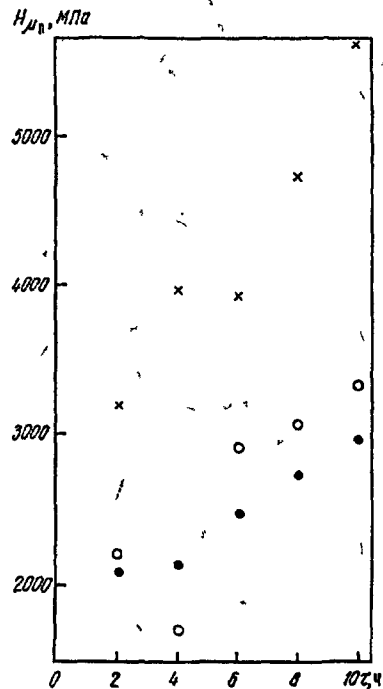


Рис 1 Влияние режимов термообработки на микротвердость алюминиевого ГТП при $\tau = 0$, $H_{\mu n} = 1020$ МПа.

● - $T = 550$ °C, ○ - $T = 575$; × - $T = 600$ °C

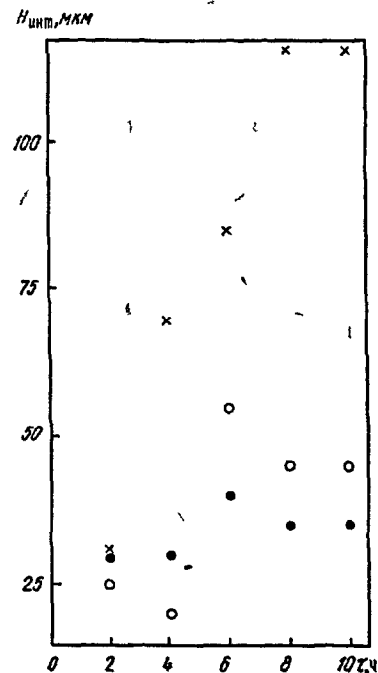


Рис 2 Влияние режимов термообработки на толщину интерметаллидного слоя Al - Fe

● - $T = 550$ °C, ○ - $T = 575$; × - $T = 600$ °C

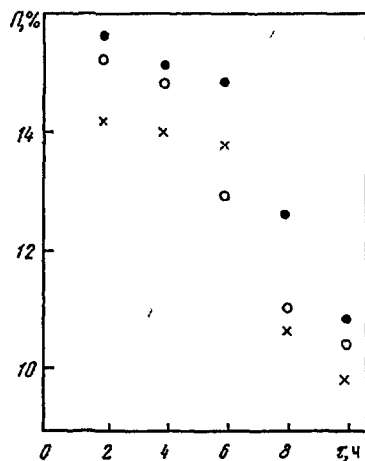


Рис 3 Влияние режимов термообработки на пористость алюминиевого ГТП при $\tau = 0$, $P = 19,6\%$
 ● - $T = 550^\circ\text{C}$, ○ - 575°C , x - $T = 600^\circ\text{C}$

Из рис 1 видно что микротвердость покрытия растет с увеличением температуры и времени термообработки. Увеличение $H_{\mu\text{п}}$ свидетельствует как об увеличении толщины оксидного слоя со стороны отражательной поверхности, так и об образовании слоя интерметаллидов Al - Fe на границе раздела покрытия и основы. Толщина интерметаллидного слоя растет, аналогично микротвердости, за счет уменьшения толщины алюминиевого покрытия, сокращая ресурс работы ТОЭ (рис 2). Из рис 3 видно, что пористость покрытия уменьшается с увеличением температуры и времени обработки. Это объясняется спеканием покрытия.

Известно, что образовавшийся слой интерметаллидов обладает высокой жаростойкостью, т.е. способен защитить стальные детали, в частности некоторые элементы ТАЭ, от воздействия высоких температур.

На рис 4 представлены результаты изменения отношения массы покрытия к площади его напыления и для стальной основы на образцах без покрытия. Видно, что имеет место уменьшение массы стали с увеличением времени термообработки, причем оно значительно увеличивается с повышением температуры термообработки из-за обезуглероживания поверхностного слоя. Что касается алюминиевого ГТП, то вначале происходит увеличение его массы из-за окисления, а затем - уменьшение, так как происходит

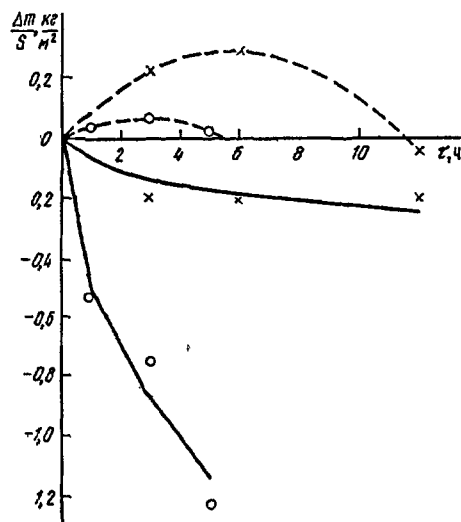


Рис 4 Влияние режимов термообработки на изменение массы алюминиевого ГТП и стали
 — без ГТП; - - - с ГТП (расчетные кривые), x - $T = 600^\circ\text{C}$, ○ - $T = 950^\circ\text{C}$ (экспериментальные точки)

охранение оксидов и их осыпание. Но, несмотря на уменьшение массы покрытия по сравнению с первоначальной, оно сохраняет свои отражательные свойства, что подтверждено результатами по нагреву ТОЭ на промрольганге стана 2000 НЛМК в течение трех месяцев эксплуатации.

Выводы. Предложенный вариант оценки эффективности работы алюминиевых ГТП в тепловых экранах на ШПС горячей прокатки характеризует причины изменения их отражательных свойств, позволяет предсказать оставшийся ресурс работы ТОЭ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Хлопонин В.Н., Хребтов И.М., Савченко В.С. и др. // *Металлург* 1986 № 9 С 37,38
 2 Хлопонин В.Н., Гитлянов А.Е., Радюк А.Г., Корышев А.И. // *Технология непрерывной разливки стали и горячей листовой прокатки* Матер. междунар. конф. - Вологда. Компьютерная информационно-издательская служба. 1991 Вып. 1 С 92 - 96.
 3 Хлопонин В.Н., Косяк А.С., Захшевский В.В. // *Изв. вуз Черная металлургия* 1975 № 11 С 80 - 83

Московский государственный институт стали и сплавов. Поступила 19 декабря 1994 г.

УДК 621.74.002.6.669.13

© 1995 г. Э. Б. Тэн, В. В. Беловодский, А. В. Маслов, М. М. Волков

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОДУВКИ РАСПЛАВА ИНЕРТНЫМ ГАЗОМ В КОВШАХ МАЛОЙ ВМЕСТИМОСТИ

Ковшовая обработка металлических расплавов инертным газом является эффективным способом улучшения их качества. Однако в области литейного производства, где преимущественно используются ковши малой вместимости (1–3 т), достижение высокой эффективности продувки является трудной задачей. Из-за небольшой высоты столба каждого металла и малой продолжительности нахождения газовых пузырьков в объеме расплава крайне низок коэффициент полезного (рафинирующего) действия вдуваемого газа. Возможности решения этой проблемы экстенсивным путем – за счет увеличения общего расхода газа – ограничены. Прежде всего это обусловлено небольшим временным интервалом обработки расплава из-за быстрого остывания его в малых ковшах. Вдуть газ более мощной струей за счет увеличения числа сопел, диаметра каналов в них и скоростью истечения опасно из-за усиления волнообразования на зеркале расплава, образования выплесков и возможности выброса металла из ковша.

В этих условиях допустительные резервы повышения эффективности обработки литейных сплавов инертным газом в ковшах малой вместимости связаны с вдуванием его в расплав в виде тонких высокоскоростных струй [1–3]. При вводе газа в виде тонких струй уменьшается их мощность и соответственно мощность восходящих потоков газовых пузырьков. Это позволяет увеличить расход газа без опасности выплескивания металла из ковша. С увеличением скорости истечения газовой струи возрастает ее дальность.

При этом поток газа дробится на большое число мелких пузырьков. Они рассредоточиваются в большем объеме расплава и дольше витают в нем. Следовательно, при вдувании инертного газа в виде тонких высокоскоростных струй обеспечивается увеличение площади контакта расплав – газ (за счет уменьшения размера пузырьков) и длительности рафинирующего воздействия инертного газа (за счет медленного всплывания мелких пузырьков). Поэтому КПД продувки возрастает и создаются предпосылки для обеспечения большей эффективности внепечной обработки при меньшем расходе газа.

В связи с изложенным, в работе изучали возможность предельного уменьшения ширины каналов сопла и условия, при которых скорость истечения газа из сопла достигает максимального значения. При этом учитывали, что применение сопел с щелевыми каналами эффективнее трубчатых [1]. Это обусловлено, при прочих равных условиях, увеличением удельной протяженности периметра выходного сечения газовой

го канала $P = \Pi/F$, где P – удельная протяженность периметра среза сопла, м^{-1} , Π – периметр среза сопла, м , F – площадь выходного сечения канала сопла, м^2 .

С увеличением P возрастает площадь контакта струи с расплавом. Это создает предпосылки для обеспечения высокой степени диспергирования газового потока на отдельные пузырьки. Этому же способствует и увеличение скорости вдувания газа. В каналах постоянного сечения максимальная скорость истечения газа устанавливается в критическом режиме при числе Маха $M = 1$ и достигает местной скорости звука. При этом газ по каналам сопла течет по гурбулентному режиму, и поток газа состоит из ламинарного пограничного слоя и турбулентного ядра. Наличие ламинарного пограничного слоя уменьшает среднюю скорость истечения газа из сопла и его секундный расход. Поэтому в качестве второго параметра при оптимизации конструкции сопла приняты соотношение $\phi = 2\delta_{\text{л}}/d$, где ϕ – относительная толщина ламинарного пограничного слоя, $\delta_{\text{л}}$ – толщина ламинарного пограничного слоя, м , d – ширина (калибр) канала сопла, м .

С увеличением ϕ турбулентное ядро сужается и при определенных условиях полностью исчезает.

Расчетным путем изучали зависимость ϕ от калибра канала сопла d . Расчеты выполнены для случая истечения азота с вязкостью $\nu = 15 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$ со скоростью 300 м/с через щелевой канал сопла протяженностью $l = 10 \text{ мм}$.

Значения $\delta_{\text{л}}$ находили по формуле [4] $\delta_{\text{л}} = l/\sqrt{Re}$, где l – протяженность газовой канала сопла, м , Re – критерий Рейнольдса.

Согласно расчетам при $d > 1,25$ – $1,5 \text{ мм}$ турбулентное ядро занимает не менее 90–95 % площади поперечного сечения канала сопла. При $d = 0,5$ – $0,7 \text{ мм}$ доля его составляет уже 70–75 %. При дальнейшем уменьшении ширины канала относительная толщина ламинарного слоя быстро возрастает и при $d < 0,27 \text{ мм}$ он занимает все сечение канала сопла.

В то же время удельная протяженность периметра среза сопла достигает высокого значения при $d < 0,5 \text{ мм}$ и слабо изменяется при $d > 1,0$ – $1,5 \text{ мм}$ (рис. 1, кривая 1). Приведенные данные относятся к щелевому соплу сечением 4 мм^2 . Очевидно, что для обеспечения высокой эффективности продувки необходимо сочетание большего значения P и малого значения ϕ . Такие условия достигаются при ширине щелевого канала $d = 0,6$ – $1,2 \text{ мм}$. При больших значениях d не достигается существенного увеличения периметра среза сопла, а при меньших значениях d из-за разви-

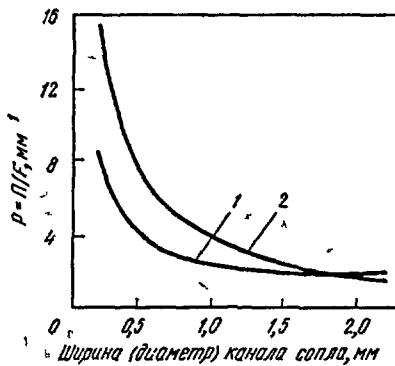


Рис 1 Влияние геометрии сечения сопла на зависимость удельной протяженности его периметра от ширины (диаметра) канала
1 – плоская щель, 2 – цилиндрические отверстия

тости ламинарного пограничного слоя снижается средняя скорость газа на выходе из сопла

С целью дальнейшего увеличения удельной протяженности периметра среза сопла в работе пошли по пути разделения щели на отдельные изолированные отверстия. В этом случае при той же площади вдувных отверстий обеспечивается значительный прирост периметра среза сопла. Однако сопловые каналы в виде щелей прямоугольного (квадратного) сечения нетехнологичны в изготовлении. Без существенного снижения удельной протяженности периметра среза сопла такие каналы могут быть заменены на легко выполнимые отверстия (щели) круглого сечения. Расчеты показывают (рис 1, кривая 2), что при замене плоской щели на цилиндрические каналы при одинаковом калибре и эквивалентной площади поперечного сечения удельная протяженность периметра среза сопла P может быть увеличена до ~2 раз при малых значениях d . В интервале $d = 0,6 \dots 1,2$ мм величина P возрастает в 1,5–1,8 раза. По данным [5], оптимальный диаметр каналов в соплах составляет 0,5–0,9 мм, что весьма близко к полученным в работе

Для получения высокоскоростной газовой струи необходимо обеспечить критический режим истечения газа из сопла. Согласно теории газовых струй [6], максимальная скорость на срезе сопла, равная местной скорости звука, достигается при выполнении соотношения

$$P_0/P_T < \epsilon_{кр} \quad (1)$$

где P_0 – давление в месте ввода газа в расплав, равное сумме металлостатического и атмосферного давления, P_a , P_T – полное давление вдуваемого газа, P_a , $\epsilon_{кр}$ – критерий Чаплыгина или отношение давлений, при котором реализуется критический режим истечения с числом Маха $M = 1$

Значение $\epsilon_{кр}$ определяется конструкцией сопла – геометрией газового канала и его протяженностью [6]. В частности, для условия истечения газа из цилиндрического канала с прямоугольными входны-

ми кромками при $l < 5d$ значение $\epsilon_{кр}$ увеличивается пропорционально d , затем рост $\epsilon_{кр}$ замедляется, его величина достигает максимума, после чего $\epsilon_{кр}$ уменьшается по мере удлинения канала сопла. Высокому значению $\epsilon_{кр}$ отвечает низкое давление вдуваемого газа, которое требуется для обеспечения критического режима истечения. Области высоких значений $\epsilon_{кр}$ (0,32–0,35) соответствует интервал протяженности газового канала сопла $l = (5 \dots 60)d$

Математической обработкой экспериментальной зависимости, приведенной в [6], получили аналитические выражения для расчета значений $\epsilon_{кр}$ при $l/d = 5 \dots 60$
при $l/d < 25$

$$\epsilon_{кр} = 0,374 - 0,38(l/d) + 0,59(l/d)^2 - 0,99(l/d)^3; \quad (2)$$

при $l/d > 25$

$$\epsilon_{кр} = 0,376 - 0,36 \cdot 10^{-2}(l/d) + 0,22 \cdot 10^{-3}(l/d)^2 - 0,50 \cdot 10^{-5}(l/d)^3 + 0,35 \cdot 10^{-7}(l/d)^4 \quad (3)$$

Оценка по формулам (2) и (3) показывает, что для обеспечения критического режима истечения газа из сопел с цилиндрическими каналами давление дутья при $l/d < 5$ должно быть в 1,5–2,0 раза больше, чем при каналах средней протяженности с $l/d = 10 \dots 60$. В каналах большой протяженности ($l/d > 60$) требуется давление дутья незначительно большее, чем в каналах средней протяженности. Однако они из-за высокого гидравлического сопротивления имеют низкий коэффициент расхода газа.

Таким образом, протяженность каналов в газовых соплах следует выдерживать в пределах $(5 \dots 60)d$. Наиболее оптимальное значение ее составляет $l = (10 \dots 40)d$. При таких соотношениях длины и диаметра газового канала сопла критический режим истечения газа достигается при наиболее низких значениях давления дутья и одновременно обеспечивает высокий коэффициент расхода газа.

Корректность изложенных выше подходов к оптимизации параметров сопла и режима продувки проверяли путем физического моделирования. При этом руководствовались известными рекомендациями [7, 8]. В качестве модельной жидкости и рафинирующего газа использовали воду и воздух соответственно. Эффективность рафинирования оценивали по степени дегазации модельной жидкости [8]. Последнюю предварительно насыщали углекислотой путем продувки углекислым газом. Степень дегазации определяли по изменению содержания CO_2 в воде, которое анализировали объемным методом путем химического титрования 0,05 Н раствором NaOH в присутствии фенолфталеина.

В модельных экспериментах испытывали три типа сопел: трубчатые с внутренним диаметром 18 мм, щелевые

с каналами прямоугольного (8×0,125 мм) сечения и щелевые с двумя каналами круглого сечения $d = 0,8$ мм, $l = 16$ мм ($l/d = 20$). Сравнительные данные об их эффективности приведены на рис 2

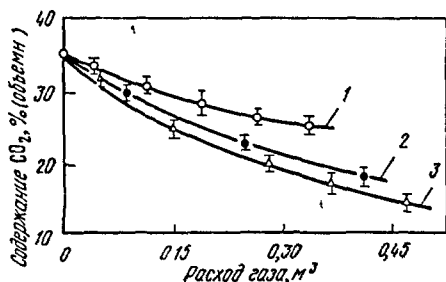


Рис 2 Влияние конструкции сопла на эффективность дегазации модельной жидкости

1 2 3 — газовые каналы сопла соответственно в виде трубы диаметром 18 мм, плоской щели 8×0,125 мм и спаренных цилиндрических отверстий диаметром 0,8 мм

Сравнение кривых 1 и 2 на рис 2 свидетельствует о значимости фактора увеличения удельной протяженности периметра среза сопла. Во втором случае она ($P_2 = 16,25$ мм⁻¹) значительно больше, чем в первом ($P_1 = 0,22$ мм⁻¹). Соответственно, при одинаковом расходе газа выше рафинирующий эффект продувки. В свою очередь, сопоставление кривых 2 и 3 показывает, что сопла со спаренными цилиндрическими каналами при $d = 0,8$ мм и $l/d = 25$, несмотря на меньшую удельную протяженность периметра среза сопла ($P_3 = 5$ мм⁻¹), более эффективны, чем с плоскими щелями малого калибра ($d = 0,125$ мм).

Сравнительные испытания сопел с цилиндрическими каналами разной протяженности показали, что сопла со средней протяженностью каналов ($l/d = 25$) обеспечивают при том же расходе вдуваемого газа в 1,2–1,4 раза большую степень дегазации рафинируемой жидкости, чем сопла с каналами вчетверо большей протяженности ($l/d = 100$).

Следовательно, для повышения эффективности продувки в ковшах малой вместимости необходимо оптимизировать как параметры канала сопла, так и давление дутья, обеспечить оптимальное сочетание высокого значения удельной протяженности периметра среза сопла, критический режим истечения из него газа и ввод его в рафинируемый расплав в виде тонких высокоскоростных струй. При этом требуемый расход газа обеспечивается изменением числа сопел, которые могут быть сгруппированы или рассредоточены в различных вариантах в зависимости от допустимой мощности восходящего потока газовых пузырьков, не вызывающих сильное волнение зеркала металла и образование его выплесков.

На основе расчетных и модельных экспериментов установлен оптимальный интервал ширины (диамет-

ра) канала сопла (0,6–1,2 мм), в пределах которого сочетаются высокие удельная протяженность периметра среза сопла и расход газа. Показана также необходимость поддержания отношения между протяженностью газового канала сопла и его шириной в пределах $l/d = 5–40$. При этом давление дутья следует устанавливать с учетом значения l/d по соотношениям (1)–(3).

С учетом полученных соотношений разработано вдувное устройство, в котором сопла имеют оптимизированные параметры и выполены в виде быстросменных вставок. Оно реализовано в промышленных установках для ковшовой обработки чугуна и стали [9]. Опыт эксплуатации подтвердит высокую эффективность их применения в условиях серийного производства отливок ответственного назначения [10] и надежность при длительной эксплуатации в условиях большой частоты погружения фурмы в расплав.

Выводы. Выявлены резервы повышения эффективности продувки литейных сплавов инертным газом в ковшах малой вместимости (до 1–3 т). Показана целесообразность ввода газа в расплав в виде тонких высокоскоростных струй. Это позволяет осуществлять эффективную вспенную обработку расплавов в условиях применения ковшей с малыми геометрическими размерами и при жестких ограничениях на длительность продувки (по причине быстрого остывания в них расплава). Установлены оптимальные параметры сопла (ширина каналов и их протяженность) и рассмотрены требуемые давления, при которых целесообразнее осуществлять продувку газом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Гальперин ГС // Изв вуз Черная металлургия 1989 № 8 С 5–8
- Локи Кэро Тит Маслюки Фурмы для продувки расплава / Заявка Японии № 57 9818 от 20.06.80. Опубликовано 19.01.82
- Kästner S, Krüger S // Aluminium 1982 № 4 S 230–234
- Лойцянский ЛГ Механика жидкости и газа — М: Наука 1987 — 840 с
- Инкин СВ Бетов ВД Платчев ВА Пикифоров ПА // Литейное производство 1992 № 2 С 13–15
- Дейн МЕ Тезисы докладов — М: Энергия 1974 — 592 с
- Марков БЛ Кирсанов АА Физическое моделирование в металлургии — М: Металлургия, 1984 — 119 с
- Гаджиев АМ Вочков ММ, Гальперин ГС // Тепло и массообменные процессы в сталеплавильных агрегатах Тезисы докладов 3-й Всесоюзной конференции — Жданов Изд. ЖдМетИ 1982 С 154, 155
- Беловодский ВБ, Тен ЭБ, Гфинов ПМ Маслов АВ // Литейное производство 1989 № 9 С 26–27
- Тен ЭБ, Беловодский ВБ, Маслов АВ // Литейное производство 1989 № 8 С 35, 36

Московский государственный институт стали и сплавов Поступила 26 января 1993 г.

УДК 621 74 045

© 1995 г Л Г Знаменский, Б А Кулаков, В К Дубровин

МОДЕЛЬ И МЕТОДИКА РАСЧЕТА ПАРАМЕТРОВ АЛЗНАС-ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ

Одним из основных направлений развития современного литейного производства является разработка новых, высокоэффективных технологических процессов изготовления литейных стержней и форм

Прогресс в области формообразования неразрывно связан с разрешением объективно существующего противоречия с одной стороны, обеспечить стержням и формам требуемую прочность на стадии их изготовления и заливки металлом, с другой стороны, добиться возможности их саморазупрочнения и перехода этих систем в сыпучее состояние после формования отливок

Для успешного решения рассматриваемой проблемы разработан АлЗнаС процесс формообразования, в основу которого положен метод фильтрации гелеобразующего связующего раствора через плакированный его отвердителем наполнитель [1]*

Однако из-за отсутствия специальных исследований в этой области остаются невыясненными кинетические закономерности протекающих при формообразовании физико-химических процессов. Это затрудняет эффективное управление технологическим процессом формообразования и сдерживает его применение для получения широкой гаммы отливок

В связи с этим были проведены теоретические и экспериментальные исследования процесса фильтрации связующего через наполнитель для условий АлЗнаС-процесса. В качестве связующего использовались гидролизованные растворы этилсиликата (ГРЭС) различных типов и концентраций

Наполнители (кварц, корунд, шамот) плакировали смесью жидкого стекла и феррохромового шлака по специально разработанному способу [2]. Выбор указанных формовочных материалов был продиктован возможностью их использования для производства отливок по выплавленным моделям

Предварительный анализ рассматриваемого вида фильтрации показал, что его отличительной особенностью является то, что он протекает на фоне другого, не менее сложного, физико-химического процесса – гелеобразования пропитываемого раствора, вызывающего формирование прочности смеси. В результате известные математические модели фильтрации неадекватно описывают кинетику исследуемого процесса и не могут быть в исходной форме без соответствующих преобразований положены в основу методики расчета технологических параметров АлЗнаС процесса формообразования

Поэтому в качестве теоретических предпосылок к решению кинетической задачи о пространственном

распределении фаз в пористой среде в условиях гелеобразования пропитываемого раствора использовали физическую модель уложенных сфер и закон фильтрации Дарси с учетом скачкообразного изменения вязкости раствора, выступающей функцией времени

Прямые методы измерения вязкости раствора при его фильтрации через плакированный гелеобразователем наполнитель оказываются малоэффективными. Для установления характера изменения вязкости фильтрующегося раствора со временем применялись косвенные, электрохимические методы, в частности фиксация во времени электрических параметров отверждающейся системы

Аппроксимация полученных этим методом экспериментальных данных позволила определить изменение вязкости раствора со временем для рассматриваемой формообразующей системы в виде квадратичной зависимости

$$\Delta\eta/\eta_0 = A\tau^2, \quad (1)$$

где $\Delta\eta$ – увеличение вязкости ГРЭС при фильтрации через плакированный наполнитель за время τ , Па с; η_0 – исходная вязкость ГРЭС, Па с; τ – продолжительность фильтрации, с; A – коэффициент пропорциональности, $1/с^2$

Коэффициент A характеризует интенсивность увеличения вязкости (гелеобразования) ГРЭС при фильтрации через плакированный наполнитель, и его значения могут быть вычислены по формуле $A = b[\text{SiO}_2]M$, где b – коэффициент, учитывающий марку ЭТС (для ЭТС-32 $b = 1,3$ 1,5; для ЭТС 40 $b = 1,6$ 1,9), $м^2/(кг \% с^2)$; $[\text{SiO}_2]$ – условное содержание кремнезема в ГРЭС, % (по массе); M – масса гелеобразователя, приходящегося на единицу поверхности наполнителя, $кг/м^2$

С учетом выражения (1) методом интегрирования уравнения Дарси, представленного в дифференциальной форме, получено частное решение в виде системы уравнений, адекватно отражающее особенности фильтрации связующего раствора в условиях его гелеобразования

$$\left. \begin{aligned} h &= \sqrt{\frac{16,4\Delta p k}{\eta_0 \sqrt{A}} \arctg(\sqrt{A}\tau)}, \\ A &= b[\text{SiO}_2]M; \\ M &= \frac{m_{пс}}{S_{уд}m_{зп}}; \\ R &= h/2, \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

* Пат 1838026 СССР

где h – перемещение фронта гелеобразующего раствора в плакированном наполнителе, м, Δp – градиент давления, Па, k – коэффициент проницаемости уплотненного в оснастке наполнителя, м², R – радиус отвержденной части смеси, м; $m_{нс}$ – масса смеси для плакирования наполнителя, кг, $S_{уд}$ – удельная поверхность наполнителя, м²/кг; $m_{зп}$ – масса зернистого наполнителя, кг

Функция $\arctg(\sqrt{A}\tau)$ при расчетах вычисляется в радианах Система уравнений (2) представляет собой математическую модель АлЗнаС процесса формообразования и почтена в основу методики расчета его оптимальных технологических параметров в зависимости от различных условий производства

Необходимость разработки такой методики диктуется многофакторностью АлЗнаС процесса, а также многообразием изготавливаемых стержней, форм и отливок

При значениях технологических параметров меньше оптимальных не удается добиться точности процесса пропитки и точности воспроизведения отвержденной частью смеси рабочей поверхности оснастки Превышение значений оптимальных параметров приводит к размыву плакированного наполнителя, что нарушает точность геометрии изготавливаемых стержней и форм

В соответствии с разработанной методикой расчета АлЗнаС-процесса литейные стержни и формы условно разбивают по типоразмерам Для каждого из них, задавшись физико-химическими свойствами связующего раствора (η_0 , $[\text{SiO}_2]$, b) и наполнителя (k , M), определяют оптимальные значения давления подачи ГРЭС и продолжительности его гелеобразования при соблюдении условия ламинарности потока жидкости в пористой среде

Для стержней и форм особо сложной конфигурации и большой протяженности представляется целесообразным применение второго варианта методики расчета параметров АлЗнаС процесса В соответствии с ним, задаваясь также значениями η_0 , $[\text{SiO}_2]$, b , k , M и технологически приемлемыми давлением подачи ГРЭС и продолжительностью его гелеобразования, по модели (2) определяют радиус отвержденной части смеси R Значения параметра R являются основополагающими при проектировании оснастки для изготовления стержней и форм В

частности, расстояние между отверстиями для пропитки в ней не должно превышать рассчитанные значения радиуса отвержденной части смеси Только в этом случае при ярусном подводе связующего раствора в оснастку с плакированным наполнителем может быть достигнуто перекрытие полушаров отвержденной части смеси и обеспечена точность воспроизведения ею сложной рабочей поверхности оснастки Поэтому согласно второму варианту методики заключительным этапом расчета является определение методом вписанных сфер по рассчитанным значениям R оптимальных местоположения и количества отверстий в оснастке для подачи под давлением связующего раствора Методика реализована в программе "ALZNAS" расчета на ЭВМ технологических параметров процесса

Промышленные испытания разработанной методики в производстве чугуного художественного литья позволила повысить стабильность и качество изготовления стержней и форм, а также снизить в 4-5 раз трудоемкость и в 2,0-2,5 раза себестоимость производства отливок

Выводы Проведенные теоретические и экспериментальные исследования позволили на базе установленных кинетических закономерностей фильтрации разработать математическую модель, методику и программу расчета на ЭВМ оптимальных технологических параметров АлЗнаС-процесса формообразования, обеспечить управляемость этим прогрессивным способом изготовления стержней и форм, улучшить качество производства отливок из черных металлов и сплавов со сложными полостями и тонкорельефной поверхностью

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Александров ВМ, Знаменский ЛГ, Солодянкин АА // Литейное производство 1993 № 1 С 13, 14
- 2 Ас 1766577 СССР Способ подготовки зернистых материалов для изготовления керамических форм и стержней / ВМ Александров, БА Куцаков ЛГ Знаменский и др // Открытия Изобретения 1992 № 37 С 42

Челябинский государственный технический университет
Поступила 30 декабря 1994 г

УДК 621 746 62

© 1995 г А М Скребцов, Л А Дан, В В Килочкин

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СВОБОДНУЮ ПОВЕРХНОСТЬ ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕЙ ОТЛИВКИ ИЛИ СЛИТКА

В литературе уже давно обсуждается вопрос образования нижнего конуса осаждения кристаллов в отливке или слитке стали. Противоречивые мнения дискуссии по этому вопросу в журнале 'Сталь' обобщил в свое время Г. П. Иванцов [1]. Одни авторы [2 и др.] считали, что свободная поверхность расплава в форме может являться источником образования опускающихся в жидкость изолированных кристаллов. Другие авторы [3 и др.], наоборот, категорически отрицали существование такого явления.

В последнее время интенсивно разрабатываются различные процессы воздействия на кристаллизующийся металл для улучшения его структуры [4]. Свободная поверхность расплава в форме легко доступна для вмешательства в процесс затвердевания отливки. Поэтому задача настоящей работы – дальнейшее изучение и уточнение механизма образования изолированных кристаллов твердой фазы на поверхности твердого расплава с целью поиска путей улучшения строения затвердевшего металла.

Опыты проводили в лабораторной литейной промышленности Приазовского государственного технического университета с использованием модельного расплава, а также сплава алюминия с кремнием (силумин марки АЛ2).

В качестве моделирующей жидкости был выбран гипосульфит натрия ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) с температурами ликвидус и солидус, соответственно, 55 и 50 °С. Изучение процесса затвердевания гипосульфита проводили с помощью специального кристаллизатора (рис 1). Кристаллизатор представляет собой литой алюминиевый контур 1 с вплавленной в его боковые стенки и дно медной трубкой 4 для охлаждения проточной водой. Переднюю и заднюю стенки 2 изготовили из прозрачного плексигласа, что позволило наблюдать процессы, происходящие в расплаве при кристаллизации. Для уменьшения охлаждения верхней части отливки (прибыль) применяли деревянные вставки 3. Расплав гипосульфита заливали в форму при температуре 60 °С.

Опыты проводили по двум вариантам. В первом наблюдали процессы в расплаве при его спокойном затвердевании без какого либо вмешательства извне. Во втором – через каждые 3 мин взламывали твердую корку, образовавшуюся на поверхности расплава. Этим действием интенсифицировалось возникновение изолированных кристаллов в верхнем слое отливки [5].

В опытах определяли толщину затвердевшей корки гипосульфита в направлениях от дна и со стороны стенок кристаллизатора, а также следили за процесса

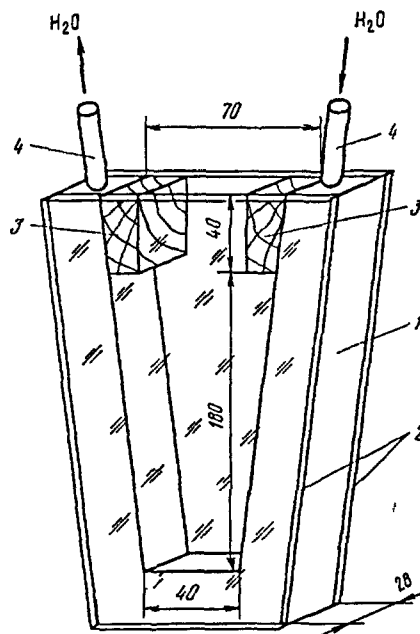


Рис 1 Схема кристаллизатора для наблюдения затвердевания расплавленного гипосульфита

ми опускания в жидкости образовавшихся кристаллов твердой фазы.

На рис 2 показана зависимость от времени толщины затвердевшего слоя гипосульфита от основания (а) и от боковых стенок формы (б). Как видно из рисунка, затвердевание гипосульфита от стенок в обоих случаях примерно одинаково.

Интересно, что у основания формы по сравнению с боковой стенкой толщина затвердевшего слоя (на основном участке кривой) примерно в 4 раза больше. Кривые рис 2 выразили уравнением вида [2]

$$x = K\sqrt{\tau} + b, \quad (1)$$

где x – толщина затвердевшего расплава, см, τ – время от начала затвердевания, мин, K – константа скорости затвердевания, см/мин^{1/2}; b – эмпирическая постоянная.

Как видно из рис 2, при малых значениях τ кривые не полностью согласуются с уравнением (1). При обработке кривых были получены следующие зависимости

а) затвердевание снизу без воздействия на поверхность расплава, τ в пределах 9 – 64 мин

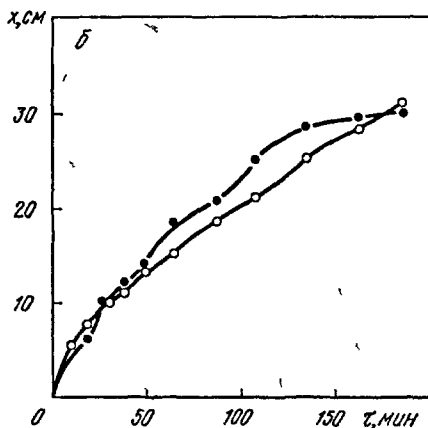
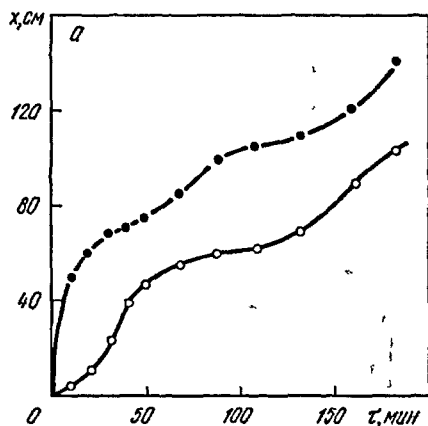


Рис 2 Изменение толщины x затвердевшего расплава гипосульфата от дна (а) и стенок формы (б) в зависимости от времени τ
 ○ – без воздействия на расплав; ● – с воздействием

$$\dot{x} = 1,05\sqrt{\tau} - 3,15 \text{ см}; \quad (2)$$

б) затвердевание снизу с воздействием, $\sqrt{\tau}$ в пределах 9–150 мин

$$x = 0,78\sqrt{\tau} + 2,35 \text{ см}; \quad (3)$$

в) затвердевание от боковой стенки с воздействием и без воздействия на расплав, τ в пределах 6–60 мин

$$x = 0,22\sqrt{\tau} - 0,25 \text{ см} \quad (4)$$

Значение K (см/мин^{1/2}) в уравнении (4) хорошо согласуется с литературными данными для затвердевания отливок в подобных условиях [6, с 51], что свидетельствует о надежности разработанной методики исследования

На начальном участке кривые (рис 2, а) заменили тремя отрезками, для которых были вычислены константы K уравнения (1). Были получены следующие величины (K_B – константа затвердевания расплава в

начальный период при воздействии на его поверхность K_B – то же, без воздействия)

τ , мин	0 5	5 10	10 15
K_B , см/мин ^{1/2}	2,54	0,88	0,71
K_B , см/мин ^{1/2}	0,063	0,33	0,87

Используя кривые рис 2, а и уравнение (1) вычислили скорость зарождения кристаллов на поверхности расплава в отливке

$$\frac{dx}{d\tau} = \frac{K}{2\sqrt{\tau}} \quad (5)$$

В вычислениях использовали значения K для начального периода затвердевания (0–15 мин) из приведенной таблицы, а в более позднее время приняли $K = 1,05$ или $0,78$ см/мин^{1/2} (см уравнения (2) и (3))

По значениям K вычислили скорость затвердевания расплава u в направлении снизу вверх (см³/с). Диаметр опускающихся кристаллов по визуальной оценке составляет ~ 0,10 см без воздействия на расплав и ~ 0,05 см – с воздействием, объемы одного кристалла v_1 составляют, соответственно, $0,525 \cdot 10^{-3}$ см³ и $0,066 \cdot 10^{-3}$ см³. Разделив u/v_1 , вычислили n 1/(см²с), т.е. количество кристаллов, которые образуют слой твердой фазы внизу отливки, а следовательно, и количество кристаллов, зарождающихся на поверхности расплава. Получены следующие данные

Время τ , мин	2,5	7,5	12,5	36	49
n_B , 1/см ² с	200	41	25	16	14
n_B , 1/см ² с	0,64	1,95	3,86	2,86	2,41

Как видно из приведенных результатов, по сравнению со спокойным затвердеванием периодическое взламывание образовавшейся корки на свободной поверхности расплава ускоряет процесс возникновения на ней зародышей твердой фазы в несколько раз. Это явление особенно существенно проявляется в начале формирования отливки

Аналогичные опыты были проведены на силуминовой отливке с основанием 7×7 см и высотой 10 см. Металл плавил в стальном тигле шахтной печи типа СШОЛ. Расплав после рафинирования заливали в сухие песчано-глинистые формы. После затвердевания отливок и их охлаждения из них вырезали продольные осевые темплеты металла. Для изучения макроструктуры темплеты травили 10 % ным раствором NaOH с последующей промывкой 3 %-ным раствором HNO₃. Расчет среднего диаметра зерна производили методом С. А. Салтыкова [7, с 289]. Твердость металла определяли на приборе Роквелла (ТК) со стальным шариком диам 1,6 мм, отсчет – по шкале В.

Плавки проводили по двум вариантам – без воздействия и с воздействием на расплав. Воздействие производили перемешиванием поверхности жидкости стальным прутом диам 2 мм, который был погружен

в металл на глубину ~ 3 мм от поверхности. Скорость перемещения прутка - 0,1 0,2 м/с. Интенсивность воздействия (частоту) определили как количество погружений в расплав и перемещений прутка за одну минуту для перемешивания верхнего слоя жидкости.

На рис 3 представлены зависимости диаметра d зерна металла и твердости HRB от частоты воздействия на расплав ν (а), а также от перегрева расплава над линией ликвидус ΔT (б). Как видно из рисунка, увеличение частоты колебаний от 0 до 60 в минуту приводит к уменьшению диаметра зерна с 0,41 до 0,363 см, а твердость возрастает соответственно с 57 до ~ 82 ед HRB , дальнейшая интенсификация воздействия на расплав практически не изменяет достигнутых показателей. Увеличение перегрева расплава от 110 до 190 °С (при постоянном числе колебаний - 60 в минуту) увеличивает размер зерна металла с 0,34 до 0,40 см.

Можно подсчитать, что при времени затвердевания отливки ~ 420 с увеличение интенсивности воздействия на зеркало расплава от 0 до 60 колебаний в минуту приводит к изменению числа возникших зародышей кристаллизации (условно обе цифры подсчитаны на единицу поверхности зеркала расплава) в отливке с 0,74 до 1,03 1/(см²с) (Аналогичным образом вычислили, что при частоте воздействия на расплав 60 колебаний в минуту снижение перегрева расплава над линией ликвидус с 190 до 110 °С соответствует изменению числа центров кристаллизации с 0,69 до 1,12 1/(см²с)).

Таким образом, лабораторные опыты на гипосульфите и легкоплавких металлах однозначно подтверждают, что свободная поверхность жидкости может быть источником возникновения зародышей кристаллизации, опускающихся сверху вниз на расплаве. При перемешивании поверхности жидкости (воздействие на нее) образование центров кристаллизации в ней заметно усиливается. Рассматриваемое явление значительно сильнее проявляется на отливках из гипосульфита, по сравнению с металлическими. Объясняется это, очевидно, высокой подвижностью атомов металла в расплаве, по сравнению с $Na_2S_2O_3$, что способствует значительному росту отдельных кристаллитов.

Для изучения влияния перемешивания верхнего слоя расплава с частотой 60 колебаний в минуту на структуру отливки различной геометрии из алюминиевого сплава провели следующие опыты. Были заформованы и отлиты несколько заготовок прямоугольного сечения постоянной массой 2 кг (объем 740 см³). При этом изменяли отношение высоты H отливки к ее среднему диаметру D . На шлифах, изготовленных из этих отливок, определили высоту конуса h осаждения мелкозернистых кристаллов. Были получены следующие результаты:

H/D	0,53	0,9	1,42	2,0	2,46	3,0
h/H	0,75	0,77	0,90	0,87	0,65	0,55

Таким образом, при отношении $H/D = 1,5$ 2,0 наблюдали максимальную высоту конуса осаждения, что совпадает с литературными данными [8, с 127].

В соответствии с приведенными выше результатами (рис 3) примем, что диаметр зерна металла заготовки, отлитой без воздействия на расплав и с

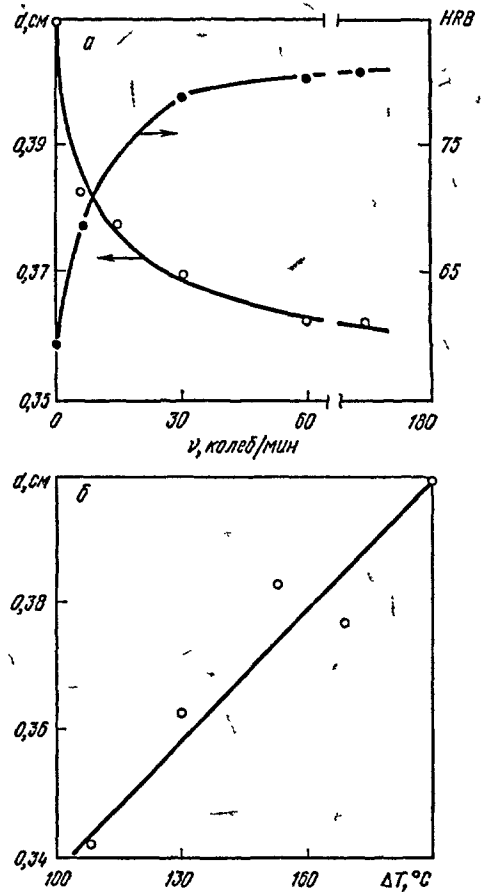


Рис 3 Диаметр зерна металла d и твердость HRB в зависимости от частоты воздействия на расплав ν (а) и от перегрева расплава над линией ликвидус ΔT (б)
○ - размер зерна, см, ● - твердость HRB

воздействием, составляет соответственно 0,41 и 0,36 см, а их объем - 0,0360 и 0,0247 см³. Количество зерен в отливках (при их объеме 740 см³), следовательно, в первом случае составит 20500, а во втором - 30000 шт. Таким образом, за счет воздействия на расплав в отливке образовалось дополнительно 9500 зерен.

Предположим, что конус осаждения мелкозернистых кристаллов опирается на вписанный круг квадратного основания отливки, а его вершина расположена на оси последней на расстоянии h от основания. Тогда с изменением h/H от 0,50 до 0,90 объем конуса составит 13-23 % от объема отливки, т.е. (0,13-0,23) 740 см³ = 95-170 см³ (в среднем ~ 130 см³). Число зерен металла в конусе при этом изменяется в интервале (95-130 см³) 0,0247 см³/шт = 3860-5300 шт. Сравнивая полученные цифры с общим

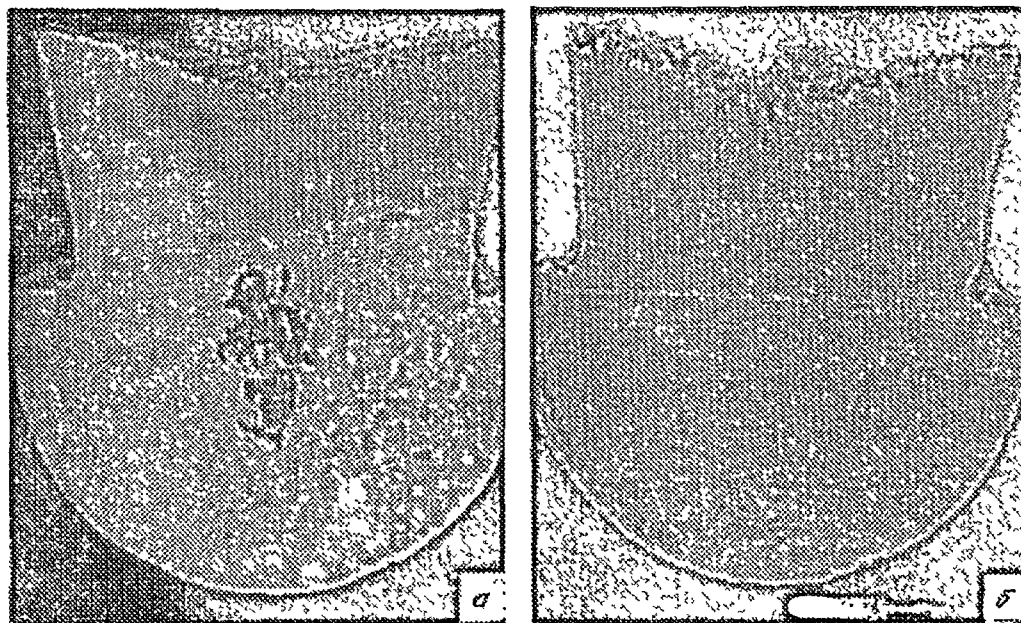


Рис 4 Макроструктура металла отливки из оловянно-свинцовой бронзы шаровой опоры сталеразливочного ковша без воздействия (а) и с воздействием (б) на поверхностный слой расплава в прибыли

числом зерен металла, образовавшихся за счет воздействия на поверхность расплава (9500), видим, что в конусе осаждения содержится минимум

$$\frac{3860}{9500} \cdot \frac{5300}{100} \% = 40,56 \% \text{ образовавшихся зерен}$$

Приведенный расчет показывает, что половина или более зерен от общего их числа, образовавшихся у поверхности отливки при перемешивании металла стальным прутом, находятся вне конуса осаждения (в обычном понимании этого слова). Конус осаждения в этом случае превращается в обширную зону мелкозернистого металла, последовательно затвердевающего при опускании кристаллов снизу вверх. Отрицательная роль конуса осаждения на свойства отливок при воздействии на расплав значительно уменьшается.

Высказанное мнение и расчеты подтверждаются следующим опытом. Были отлиты в песчано-глинистых формах из оловянно-свинцовой бронзы шаровые опоры сталеразливочного ковша, массой около 4 кг каждая, по обычной технологии (см рис 4, а) и при перемешивании поверхности расплава стальным прутом (рис 4, б). Из рисунка видно, что воздействие, приложенное к прибыли опытной отливки, привело не только к измельчению структуры, но и к устранению раковины в ее теле.

Выводы. Разработан механический способ воздействия на поверхность расплава в прибыли сравнительно небольшой отливки, который существенно

интенсифицирует зарождение центров кристаллизации в верхнем слое жидкого металла [5]. Приведенные экспериментальные данные и их математическая обработка показывают, что при использовании названного способа увеличивается количество падающих кристаллов в жидкости, усиливается направленное затвердевание отливки снизу вверх, уменьшается размер зерна и повышаются механические свойства металла. Предложенный способ успешно опробован в промышленных условиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Иванов Г П // Сталь 1952 № 10 С 922 - 931
- 2 Скобцов С Я, Донцов П М // Сталь 1951 № 6 С 534 - 543
- 3 Ойкс Г П // Сталь 1952 № 8 С 735 - 741
- 4 Ефимов В А - В кн Проблемы стального слитка - Киев Изд во ин та проблем литья АН УССР 1988 С 5 - 21
- 5 А с 1764781 СССР Способ получения отливок и слитков / А. М. Сырецов Л. А. Дчи, В. В. Кичочкин Б. А. Пылюк // Открытия Изобретения 1992 № 36
- 6 Гуляев Б. Б. Затвердевание и неоднородность стали - Л, М. Металлургиздат 1950 - 228 с
- 7 Лаборатория металлографии / Е. В. Пиченко, Ю. А. Сажков Б. И. Кример и др., Под ред. Б. Г. Лившица. - 2-е изд. - М. Металлургия 1965 - 440 с
- 8 Скребцов А. М. Конвекция и кристаллизация металлического расплава в слитках и отливках - М. Металлургия, 1993 - 144 с

Приазовский государственный технический университет. Поступила 16 декабря 1994 г.

УДК 669 162 23

© 1995 г. В.Д. Коршиков, И.Г. Бянкин, С.В. Мальцев, С.Л. Соломенцев

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ФУТЕРОВКИ КАМЕРЫ ГОРЕНИЯ ВОЗДУХОНАГРЕВАТЕЛЯ

При расчетах напряженно деформированного состояния кладки доменных воздухонагревателей принято считать, что напряжения, возникающие вследствие температурного расширения огнеупоров, а также под действием силы тяжести вышележащих слоев кладки, воспринимаются ее внутренним слоем толщиной ~2/3 от толщины рабочего слоя [1]. В то же время анализ результатов промышленных исследований температурного расширения кладки воздухонагревателей [2] показал, что колебания температуры кладки за цикл работы аппарата не вызывают изменений ее габаритов по высоте. Последнее позволило сделать предположение, что вследствие относительно малой прочности материала швов колебания температуры приводят к неравномерной по толщине рабочего слоя кладки пластической деформации мертеля швов, что должно сопровождаться их раскрытием в периоды понижения температуры.

В связи с этим возникает необходимость уточнения метода расчета напряженно-деформированного состояния кладки воздухонагревателей и других тепловых агрегатов периодического действия.

Физическая постановка задачи сводится к следующему. Рассмотрим в кладке стены взаимодействующие между собой кирпич и мертель исходной полутолщины L и l (рис. 1). Напряженное состояние мертеля описывается уравнением

$$E_M \varepsilon = \sigma_B + \sigma_T, \quad (1)$$

где E_M – модуль упругости мертеля, Па, ε – относительная деформация мертеля; σ_B , σ_T – весовое и температурное напряжения мертеля, Па.

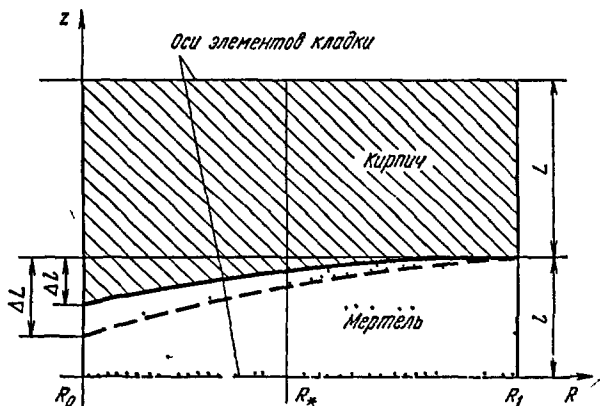


Рис. 1. Схема напряженно деформированного состояния элемента кладки.

При этом σ_B считаем равным давлению от вышележащих слоев кладки, пренебрегая трением между окатами футеровки и кожухом.

Здесь величина термонапряжения определяется по формуле

$$\sigma_T = \frac{\Delta L - \Delta l}{L} E_K, \quad (2)$$

где $\Delta L \approx L\alpha \left(\Delta T - \frac{2}{3} \Delta T \right)$, ΔT – превышение температуры кирпича над ее начальным значением, К; ΔT – перепад температуры по сечению тонкого слоя кирпича в направлении оси R, К, α – коэффициент линейного температурного расширения кирпича, 1/К.

Учитывая, что при умеренных скоростях нагрева кладки $\Delta T \gg \Delta T$ и $\varepsilon = \Delta l/l$, подставляя (2) в (1), получим

$$E_M \varepsilon = \sigma_B + \left(\alpha \Delta T - \varepsilon \frac{\Delta l}{L} \right) E_K \quad (3)$$

Процесс деформации мертеля разобьем на три временных интервала: период сооружения кладки, период сушки и разогрева, период эксплуатации кладки на рабочих режимах.

В период сооружения кладки температура по толщине R кирпича постоянна и равна начальному значению T_0 (рис. 1), и на мертель действует лишь весовое напряжение от вышележащих слоев кладки. В соответствии с [3] суммарная деформация мертеля в этот период составит

$$\varepsilon(R, \tau_0) = \frac{\sigma_B}{E_M} \left[1 + 2G \sqrt{\tau_0} \operatorname{схр} \left(\frac{Q}{2RT_0} \right) \right], \quad (4)$$

где G – константа ползучести мертеля, $c^{-1/2}$, Q – энергия начала деформации мертеля, Дж/моль, $R = 3,814$ Дж/(моль К) – универсальная газовая постоянная, T_0 – температура окружающей среды, К, τ_0 – время возведения кладки, с.

Расчет напряженно деформированного состояния кладки в период сушки и разогрева выполняется на основе решения задачи теплопереноса через двухслойную футеровку камеры горения, которая работает в наиболее тяжелых термомеханических условиях. При этом на внутренней ее поверхности задается

линейным ростом температуры и считаем ее неизменной на каждом шаге по времени $\Delta\tau$. Тогда суммарная деформация мертеля за N шагов составит

$$\begin{aligned} \varepsilon(R, \tau_0 + N\Delta\tau) = & \frac{1}{E_M} \left[1 + 2G \exp\left(-\frac{Q}{2RT_N}\right) \sqrt{\Delta\tau} \right] \sigma_N + \\ & + 2G \exp\left(-\frac{Q}{2RT_N}\right) \left[\sigma_N (\sqrt{\tau_0 + N\Delta\tau} - \sqrt{N\Delta\tau}) + \right. \\ & \left. + \sum_{i=1}^{N-1} \sigma_i (\sqrt{(N-i+1)\Delta\tau} - \sqrt{(N-i)\Delta\tau}) \right], \end{aligned} \quad (5)$$

где σ_i , T_i – напряжение и температура мертеля на i -м шаге сушки и разогрева

При этом нагрузка на мертель определяется выражением

$$\sigma_N = \sigma_B + E_K \left[\alpha(T_N - T_0) - \varepsilon(R, \tau_0 + N\Delta\tau) - \frac{l}{L} \right] \quad (6)$$

Решая совместно уравнения (5) и (6), находим относительную деформацию и напряжение мертеля по всей толщине футеровки камеры горения. Если условие полного сжатия мертеля $\Delta l > \Delta L$ (см рис 1) выполняется на некотором расстоянии от внутренней поверхности кладки ($R_* - R_0$), то в расчетных уравнениях (5) и (6) весовое давление соответственно возрастает на величину

$$\Delta\sigma_B = \sigma_B \left(\frac{R_*^2 - R_0^2}{R_1^2 - R_*^2} \right) \quad (7)$$

Наконец, для периода эксплуатации кладки в рабочих режимах температурное поле в огнеупорах определяется по модели [3], а расчет напряженно-деформированного состояния реализуется по уравнениям (5) (7). Соответствующий алгоритм реализован на языке Turbo Pascal для ПК типа IBM PC/AT. Расчетные исследования проведены для трех уровней по высоте камеры горения 1, 14 и 28 м от ее основания, характеризующихся различными условиями эксплуатации и материалами кладки, характерными для воздухонагревателей доменной печи объемом 2000 м³.

Расчеты показали, что за время сооружения воздухонагревателя (~ 4000 ч) в результате действия на мертель только весовой нагрузки, деформация швов на самом напряженном (нижнем) уровне кладки не превысит 0,2 %.

На рис 2, 3 представлены временные зависимости нагрузки на мертель и его деформация в процессе сушки и разогрева воздухонагревателя. Видно, что на верхнем из рассматриваемых уровней (рис 2) нагрузка за счет терморасширения огнеупоров возрастает за

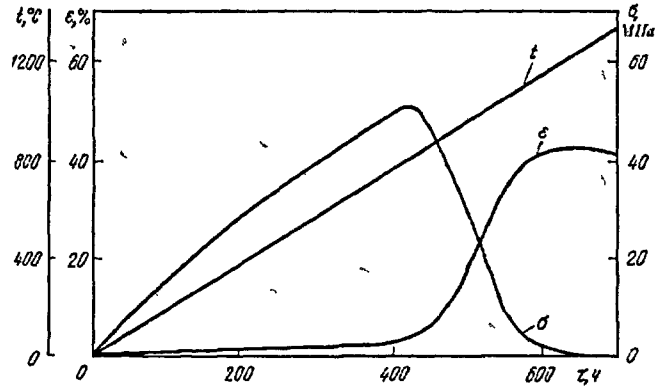


Рис 2 Зависимость от времени изменения температуры, напряжения и относительного сжатия мертеля (28 м от основания камеры горения)

~ 430 ч от 0,04 МПа до ~ 50 МПа, что увеличивает деформацию мертеля до ~ 5 %. Это объясняется тем, что при достигнутом значении температуры кладки 900 °С сжатие мертеля происходит в основном за счет линейно-упругой деформации. При дальнейшем разогреве воздухонагревателя (временной интервал от 430 ч до ~ 600 ч), когда температура кладки достигает 1150 °С, начинается резкое снижение термонапряжений вследствие значительной пластической (необратимой) деформации мертеля. За этот период термонапряжения в мертеле снижаются от ~ 50 до 2 МПа, а деформация возрастает от 5 до 42 %. При дальнейшем разогреве воздухонагревателя вплоть до выхода на рабочие температуры величина деформации резко замедляется и переходит в регулярный режим (возрастание лишь на 2 %). Примерно такой же характер изменения нагрузки и деформации мертеля наблюдается в процессе сушки и разогрева кладки камеры горения на середине ее высоты. В этом случае максимальная деформация мертеля внутреннего оката в 2 раза больше, чем внешнего, что обусловлено более высокой температурой первого.

Наиболее низкий уровень температур у основания камеры горения обусловил соответствующий характер напряженно-деформированного состояния шва. Максимальная нагрузка здесь составит ~32 МПа только через 600 ч, снижаясь к концу разогрева до ~27,5 МПа на внешних окатах (более низкий уровень температур) и до ~18 МПа на внутренних окатах. Деформация мертеля достигает к концу разогрева ~ 14,5 и 16,5 % на соответствующих окатах. При этом из рис 3 видно, что к моменту достижения рабочих температур мертель еще не выходит по деформированному на регулярный режим.

Расчеты в режимах эксплуатации воздухонагревателей показали, что условие свободного терморасширения кирпичной кладки на уровне 28 м удовлетворяется начиная с первого же дутьевого периода, но лишь примерно через год – в основании камеры горения (уровень – 1 м). Причем именно здесь это особенно опасно, поскольку во время снижения температуры кладки в дутьевой период швы на внутреннем окате кладки раскрываются, и в момент начала наг

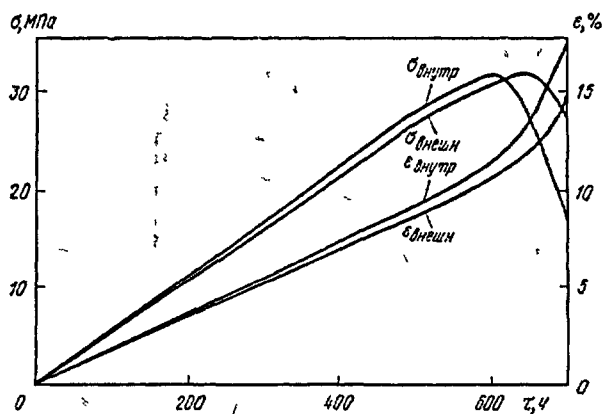


Рис 3 Зависимость от времени изменения напряжений и относительного сжатия мертеля (1 м от основания камеры горения)

рева мертель может выдуваться за счет эрозионного воздействия газовых струй. Соответствующий зазор между кирпичами кладки со временем может распространяться до зоны стационарного температурного поля в стене камеры горения ($S = 230 - 350$ мм), что способствует возникновению эффекта "короткого замыкания". Это является одной из основных причин

изменения схем подачи газовых струй в камеру горения или использования в основании камер горения защитных форокатов и металлических кессонов

Выводы Разработана математическая модель напряженно-деформированного состояния мертеля кладки тепловых аппаратов периодического действия. Анализ результатов моделирования показывает, что на рабочих режимах эксплуатации аппаратов несущим весомую нагрузку является не внутренний, а внешний слой рабочего оката футеровки. Последнее указывает на необходимость более детального исследования термонапряженного состояния кладки тепловых агрегатов периодического действия и разработки адекватных методов расчета.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Сургучев Е.Л., Шкляр Ф.Р., Фейгин Г.Л. // Проблемы пропности 1986 № 4 С 110 - 113
 2 Берсэмбчюм Г.Б. Пичев П.С., Соломенцев С.Л. // Огнеупоры 1971 № 5 С 33 - 35
 3 Шкляр Ф.Р., Сургучев Е.Л. Горницы Л.П. // Огнеупоры 1987 № 6 С 24 - 26

Липецкий политехнический институт. Поступила 31 мая 1995 г.

УДК 669 184

© 1995 г. П.И. Кичин

КОМПЛЕКС МЕСТНЫХ ОТСОСОВ ДЛЯ УЛАВЛИВАНИЯ И ОТВОДА ГАЗОВ ПРИ РАБОТЕ КОНВЕРТЕРОВ

При работе конвертеров в производственное помещение выделяется значительное количество вредных веществ (тепло, газы, пыль, возгоны металлов и др.). Процесс плавки металлов обусловлен наличием высоких температур и избыточного давления в полости конвертера, которые также способствуют выделению вредных веществ, а подвижность оборудования и разлив металла усугубляют этот процесс.

Работа конвертера имеет три основных режима (цикла) — загрузка, плавка и слив металла, кроме того, в режиме плавки и после слива металла происходит продувка сжатым воздухом. При этом только в режиме плавки горловина конвертера находится полностью под напыльником, в режиме загрузки горловина частично находится под напыльником, точнее вблизи действия напыльника, а в режиме слива металла горловина конвертера находится вне зоны действия напыльника. Этими условиями работы конвертера обусловлена трудность разработки эффективных технических устройств локализации вредных выделений.

Анализ технической литературы и патентный поиск показали, что при разработке устройств по улавливанию и отводу газов при работе конвертеров выделяются следующие показатели обеспечения наиболее полного улавливания конвертерных газов — исключение разубоживания сернистых газов, удобство эксплуатации конвертера.

При этом обеспечение более полного улавливания конвертерных газов достигается следующими путями модернизацией применяемых технологий и аппаратурного оформления; созданием водоохлаждаемых напыльников, устройством двойных напыльников, использованием конвертеров с боковым отводом газа, использованием различных уплотнителей для обеспечения герметичного сочленения горловины конвертера с напыльником, устройством дополнительного укрытия конвертера и напыльника.

Однако до настоящего времени эффективных технических решений по улавливанию и отводу конвертерных газов нет, этим объясняется, что в плавильных цехах всегда наблюдается повышенное содержание вредных веществ как в рабочей зоне, так и в воздушном бассейне промпредприятия из-за значительного количества неорганизованных выбросов или выбросов общесменной вытяжной вентиляции без обработки удаляемого воздуха [1].

В основе расчета количества удаляемого воздуха заложены закономерности как развития конвективных потоков с учетом влияния подвижности воздуха помещений, диффузионных свойств газовой среды яляющей, так и избыточного давления [2].

При расчете количества удаляемого воздуха от газогазонсточника наиболее удачной является формула

$$L = (43H/D + 65) Q^{1/3} D^{5/3} k_v k_G \quad (1)$$

здесь L – количество удаляемого воздуха местным отсосом, $m^3/ч$, H – высота расположения рабочего сечения местного отсоса над источником, m , D – диаметр источника, m , $D_{эжв} = 1,13\sqrt{F}$ (F – поверхность источника, m^2), $Q = Q_r + Q_b$ – количество конвективной теплоты с поверхности источника, $Вт$, где $Q_r = 1,51F \Delta t^{4/3}$ – количество конвективной теплоты с горизонтальной поверхности, $Вт$, $Q_b = 1,16F \Delta t^{4/3}$ – количество конвективной теплоты с вертикальной поверхности, $Вт$ (Δt – разность температур между температурой источника и воздуха помещения, $^{\circ}C$), $k_v = 1 \dots 4$ – поправочный коэффициент на подвижность воздуха помещения, который является функцией $k_v = f(\Delta L/W)$, $k_G = 1,2 \dots 1,4$ – поправочный коэффициент на наличие газовой составляющей в конвективном потоке (ΔL – превышение вытяжки над притоком, $m^3/ч$, W – строительный объем помещения, m^3)

Количество удаляемого воздуха при наличии избыточного давления определяется по формуле

$$L = 3600 F_{II} v_{II} \quad (2)$$

где F_{II} – площадь неплотностей (горловина), m^2 , $v_{II} = \sqrt{\frac{2p_{изб}}{\rho \xi}}$ – скорость в неплотностях, m/c [$p_{изб}$ –

избыточное давление в полости конвертера, $Па$, ρ – плотность воздуха, $кг/м^3$, ξ – значение коэффициента местного сопротивления (КМС)]

Использование формулы (2) возможно при определении количества воздуха, поступающего из полости конвертера, так и выбивающегося из неплотности напыльщика, при этом следует заметить, что при избыточном давлении $> 0,1$ МПа, скорость истечения принимается равной 320 м/с

Этим объясняется то, что при продувке конвертера сжатым воздухом после слива металла, когда горловина конвертера находится вне зоны действия напыльщика, уловить выброс вредных веществ практически невозможно. В режиме плавки, когда напыльщик находится над горловиной, это возможно путем установки демпфирующей камеры вокруг напыльщика, что позволяет при определенном уплотнении достичь надежной локализации вредных выделений при минимальном разубоживании

Критерий надежности работы местной вытяжки вентиляции – это прежде всего критерий санитарно-гигиенической эффективности ее работы, оцениваемый по формуле

$$C_3 = \frac{G(1-\eta)}{L(k_{ПДК} - k_{пр})} \quad (3)$$

где $\eta = G_{уд}/G$ – степень улавливания вредных веществ местными отсосами ($G_{уд}$ – количество вредных веществ, уловленных местными отсосами, $мг/ч$, G – количество выделяющихся валовых выбросов вредных веществ, $мг/ч$); L – производительность местных отсосов, $м^3/ч$, $k_{ПДК}$ – предельно-допустимая концентра-

ция вредного вещества (ПДК), $мг/м^3$, $k_{пр}$ – концентрация вредных веществ в приточном воздухе, $мг/м^3$

Величина критерия санитарно-гигиенической эффективности местных отсосов должна быть $C_3 < 1$, а несоблюдение этого условия свидетельствует о неудовлетворительной работе местных отсосов. Для создания нормальных условий в данном случае необходимо использование общеобменной приточно-вытяжной вентиляции, расходы которой значительно увеличиваются из-за низкого содержания вредных веществ в удаляемом воздухе

Техническая сущность предлагаемой разработки устройств локализации и отвода газов при работе конвертеров включает в себя следующие положения

- метод расчета количества удаляемого воздуха при работе конвертера в различных режимах, основанный на закономерностях развития свободных и тесненных конвективных потоков, а также свободных и напорных струй,

- обустройство горловины конвертера с целью формирования восходящего конвективного потока и напорных струй,

- совершенствование конструкций напыльщика путем установки дополнительного кожуха с уплотняющей передней стенкой, которая служит экраном в период загрузки и слива,

- устройство выступающих за плоскость конвертера боковых стенок наружного кожуха для исключения растекания восходящих конвективных потоков,

- устройство дополнительных местных отсосов на боковых стенках наружного кожуха, при этом местный отсос состоит из стационарного устройства и телескопической вставки, позволяющей приближать рабочее сечение местного отсоса к разноточному ковлу в момент его заливки,

- для улавливания выбившихся вредных выделений на ферме крана устанавливается местный отсос,

- с целью исключения образования настывей вокруг горловины внутренняя часть передней стенки наружного кожуха и рабочее сечение телескопической вставки бокового местного отсоса теплоизолируются каулиновой ватой,

- с целью формирования конвективного потока на уровне горловины по обеим сторонам устанавливаются короба, в которых располагаются эжекторы, работающие как побудители тяги в момент загрузки и слива металла,

- схема компоновки вытяжной вентиляции включает в себя следующие самостоятельные системы: от напыльщика и наружного кожуха, с возможностью их разделения на самостоятельные, от боковых местных отсосов, от местного отсоса на ферме крана

Результаты проведенных исследований освещены в работах автора, где рассмотрены как метод расчета, так и варианты конструктивных разработок [2–4]

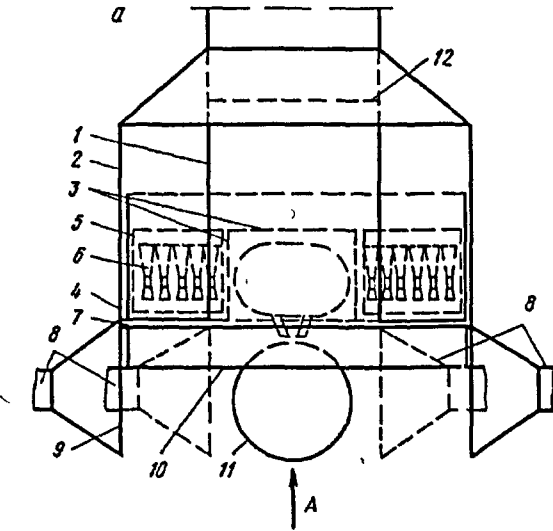
При работе системы вытяжной вентиляции от напыльщика и наружного кожуха (в цветной металлургии) возможны варианты, когда весь объем удаляемого воздуха направляется в технологический цикл, т.е. сернокислотное производство, или от наружного

кожуха направляется только на санитарную очистку, хотя содержание сернистого газа при работе этой системы будет наибольшим как в процессе плавки, так и в процессе загрузки и слива металла, так как посредством эжекторов в полость наружного кожуха нагнетается наиболее загрязненный конвертерный газ

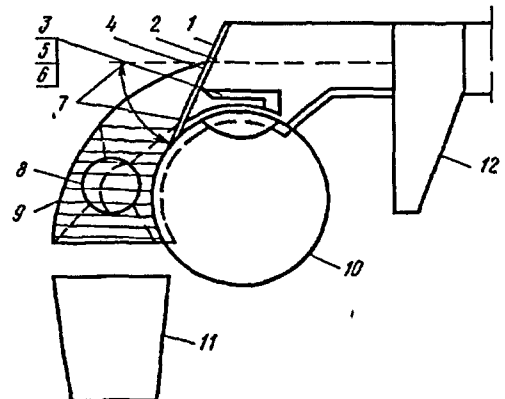
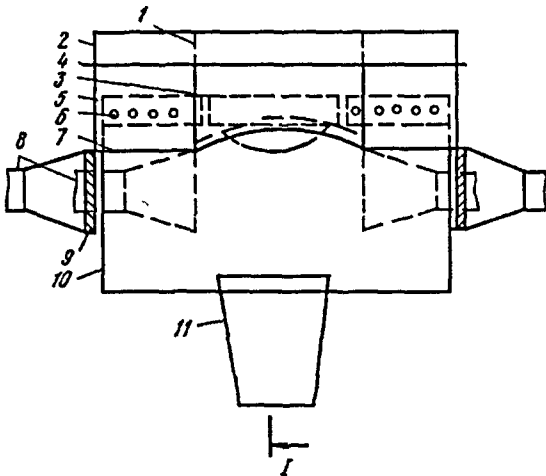
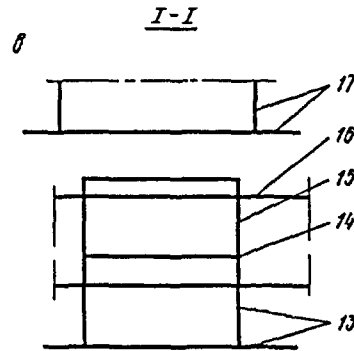
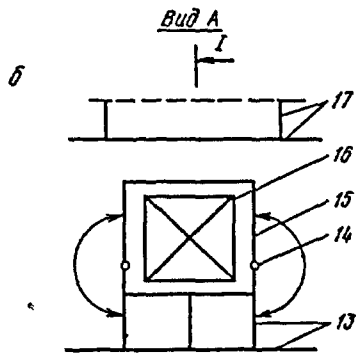
Система вентиляции боковых отсосов работает только в период слива металла, а система местного отсоса на ферме крапа - в период загрузки и слива

металла Кратковременность работы этих систем позволяет повысить не только надежность работы, но и экономичность

Исходя из вышесказанного следует признать, что основной системой является первая, поэтому она работает во всех циклах (режимах) работы конвертера Надежность системы достигается тем, что обустройство горловины позволяет формировать конвективный поток газов при работе конвертера и максимально улавливать его посредством напыльщика. Вы-



Комплекс местных отсосов для улавливания и отвода газов при работе конвертеров



бывшие газы из охлаждаемого напыльщика поступают в наружный кожух, при этом они преодолевают лабиринтное уплотнение устройства горловины

Наружный кожух имеет максимальное уплотнение по периметру как спереди, так и с боков, поэтому разубоживание отходящих газов минимальное

В моменты, когда горловина конвертера находится вне напыльщика, секционная передняя стенка наружного кожуха экранирует восходящий конвективный поток в зависимости от режима работы конвертера, при этом эжекторы нагнетают загрязненный воздух в полость наружного кожуха

Таким образом рассмотрев аэродинамические аспекты устройств локализации конвертерных газов во всем технологическом цикле, следует решить ряд специальных проблем, а именно устройство местного отсоса на ферме крана требует соответствующего обслуживания, борьба с настылями устройства смежного теплоизолирующего экрана из каолиновой ваты с его утилизацией при минимальных энерго- и трудозатратах, кроме того, подвижность секций передней стенки кожуха и телескопических вставок боковых местных отсосов должна обеспечивать надежность работы и удобство обслуживания

В целом же проблема решается удачно, так как при ее рассмотрении учтены физические закономерности движения конвективных потоков и напорных струй, при этом конвертер обслуживает несколько вытяжных систем, поддерживая стабильность их работы во всех режимах технологического процесса

Предложенная конструкция комплекса местной вытяжной вентиляции представлена на рисунке и включает в себя охлаждаемый напыльщик 1, наружный кожух 2, вертикальные пластины 3 вокруг горловины, исключая сторону сливного носка, ось поворота 4 передней секционной стенки 7 наружного кожуха 2, короб 5 для установки эжекторов 6, боковой местный отсос с телескопической вставкой 8, боковые стенки 9 наружного кожуха 2, выступающего за

плоскость конвертера 10, разливочный ковш 11, осадительную камеру 12, подвижную часть короба с экраном 13, шнур 14, неподвижную часть короба 15, ферму крана 16, вытяжную шахту с экраном 17

Выводы Предложенный комплекс местной вытяжной вентиляции конвертера многофункционален и позволяет более надежно улавливать выделившиеся вредные вещества во всех режимах работы конвертера, улучшая условия труда как на рабочих местах, так и во всем производственном помещении. При этом местный отсос на ферме крана улучшает условия труда крановщика, создавая более благоприятные условия путем снижения концентрации вредных веществ и повышения видимости для крановщиков при залповых выбросах и возможность обработки удаляемого воздуха. В настоящее время продолжаются лабораторные исследования на теневом приборе Топлера ИАБ 451 и разрабатывается конструкторская документация на опытный промышленный образец этих устройств

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Пыжов С.К. Состояние, перспектива развития и технико-экономические показатели производства меди за рубежом – М. ЦИИцветмет эконом и инф, 1988 – С 240 2 К и л и н П.И. Местная вытяжная вентиляция плавильных и термических цехов металлургических предприятий. Обзор информ – М. ЦИИцветмет эконом и инф, 1992 Вып 2 С 24 3 Пат 1790620 Россия Устройство для локализации и отвода вредных выделений от конвертера / П.И. Клилин, К.П. Клилин // Открытия Изобретения 1993 № 3 4 Пат 2017845 Россия Устройство для локализации и отвода газов от конвертера / П.И. Клилин, К.П. Клилин // Открытия Изобретения 1994 № 15

АО Увипромедь Поступила 31 июня 1995 г

УДК 621 928 9

© 1995 г С.Г. Безбабный, Ю.П. Павленко, В.Д. Осипенко

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЦИРКУЛЯЦИИ ГАЗОВ В СИСТЕМАХ ГАЗООЧИСТОК

До настоящего времени работы по использованию рециркуляции, как метода по снижению вредных выбросов в атмосферу, проводились в основном при проветривании помещений, подземных горных выработок. В последнее время рециркуляция газов начала применяться в котельной технике в качестве одного из наиболее эффективных методов снижения количества оксидов азота, образующихся при горении топлива

В то же время на многих заводах эксплуатируется оборудование, в котором реализуемые процессы не сопровождаются газообразованием за счет горения топлива, однако, характеризуются большими пылевы-

делениями. Это относится, в основном, к технологиям получения и применения порошкообразных материалов. Используемое при этом оборудование, как правило, оснащено средствами очистки газов, базирующимися в основном на использовании циклонов. Применение более совершенных аппаратов, типа рукавных фильтров или электрофильтров, требует больших капитальных вложений и наличия свободных производственных площадей, что в условиях действующего предприятия не всегда возможно. Поэтому процессы получения порошковых материалов нередко сопровождаются как загрязнением окру-

жающей среды, так и безвозвратной потерей ценного сырья в виде пылегазовых выбросов

Большой интерес в этой связи представляет использование рециркуляции газов. Это один из возможных способов, позволяющих в ряде случаев не только сократить выбросы вредных веществ в атмосферу, но и снизить себестоимость получаемой продукции за счет увеличения производительности технологического агрегата, снижения затрат на очистку газа

Анализ литературных данных и результатов исследований показывает, что основной причиной, затрудняющей эффективное внедрение систем циркуляции, является отсутствие достаточно полно разработанной теории рециркуляционных процессов

В результате теоретических исследований [1] было получено уравнение для определения запыленности в объеме, содержащем источник пылеобразования, при использовании схемы рециркуляции, изображенной на рис 1 (без поз 4)

$$n = \frac{A + Q_B(1-r)n_{св}}{Q_B[1-r(1-k)]}, \quad (1)$$

где A – интенсивность пылевыведения, мг/с, k – коэффициент улавливания пыли в пылеуловителе, $n_{св}$ – запыленность свежего воздуха, поступающего к очагу пылеобразования, мг/м³; Q_B – количество газа, отбираемого из очага выделения вредных, м³/с, r – коэффициент рециркуляции – доля очищенного газа, вновь поступающая к очагу пылеобразования

Определяющим параметром в рассматриваемой формуле является величина Q_B . Поэтому для организации рециркуляционной системы с требуемыми параметрами, в первую очередь, необходимо определить оптимальное количество отсасываемого газа. Для определения этого количества необходимо учитывать вид технологического оборудования, характер протекания технологического процесса, физико-химические свойства перерабатываемых материалов. По этим признакам, используя классификацию, предложенную О. Д. Нейковым и И. Н. Логачевым [2], все виды технологического оборудования, встречающиеся на практике, применительно к возможности использования рециркуляции газов можно разделить на группы.

Группа 1 – оборудование, в котором в процессе переработки материала образуются мелкие частицы и унос их нежелателен или вовсе не допустим. К этой группе относится оборудование, используемое для механического дробления, измельчения, смешивания. Осажденная пыль, обычно, не используется в качестве основного выпускаемого продукта, но уменьшает его выход.

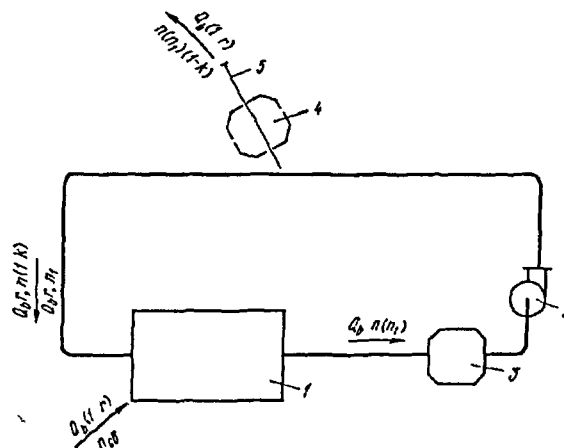


Рис 1 Схема рециркуляции газов
1 – технологический агрегат, объем, содержащий источник пылеобразования, 2 – вентилятор, 3 – пылегазоуловительный аппарат (группа аппаратов), 5 – выброс в атмосферу

Для этой группы оборудования предельное количество газа, которое можно пропустить через поперечное сечение технологического агрегата, можно определить, пользуясь выражением $Q < Fv$, где F – наибольшее поперечное сечение технологического агрегата, м², v – скорость движения газового потока в рабочем объеме агрегата, обеспечивающая осаждение частиц с требуемыми размерами в рабочем объеме агрегата, м/с.

Определяемое таким образом предельное количество отсасываемого газа обеспечит нормальное протекание технологического процесса посредством создания требуемой скорости движения газового потока в рабочем объеме технологического агрегата.

Группа 2 – оборудование, в котором процессы переработки материалов должны сопровождаться удалением образующихся мелких частиц, которые являются нежелательной примесью получаемого продукта. К таким производствам относится, в частности, производство некоторых строительных материалов. Для этой группы оборудования минимальное количество газа, которое необходимо пропустить через поперечное сечение технологического агрегата, будет определяться выражением $Q > Fv$, где v – скорость движения газового потока в рабочем объеме агрегата, предупреждающая осаждение частиц с требуемыми размерами в рабочем объеме, м/с.

Определенное таким образом количество отсасываемого газа обеспечит не только локализацию выделяющихся вредных выбросов, но и освобождение конечного продукта от нежелательных примесей.

Для примера рассмотрим простейший вид рабочего пространства, содержащего источник пылеобразования, – пылевую камеру. При организации рециркуляционной схемы, изображенной на рис 1 (без поз 4), минимальное количество газа, которое можно пропустить через поперечное сечение камеры, при условии, например, предупреждения осаждения в ней

частиц с диаметром d_n , можно определить по формуле

$$Q_B > LB \frac{d_n^2 \rho_n g}{18\mu},$$

где B, L – соответственно ширина и длина пылевой камеры, м, $\frac{d_n^2 \rho_n g}{18\mu}$ – скорость осаждения частиц в гравитационном поле, м/с

Подставляя полученное выражение в формулу (1), получаем

$$n = \frac{A 18\mu + LB d_n^2 \rho_n g (1-r) n_{св}}{LB d_n^2 \rho_n g [1-r(1-k)]}$$

Полученная формула при внедрении системы рециркуляции газов позволит определить запыленность в рабочем пространстве, представляющем собой пылевую камеру. Как следствие этого, формула позволит найти запыленность рециркулирующего газа, и, что наиболее важно, также и газа, поступающего на выброс. При этом необходимо учитывать, к какой из ранее изложенных групп относится рассматриваемый технологический агрегат, в нашем примере – пылевая камера.

Для дальнейшего совершенствования рассматриваемых систем обработки газов представляет интерес схема рециркуляции с выносом пылегазоочистного аппарата за пределы циркулирующего контура (рис 1 без поз 3).

Для этих условий при поступлении рециркулирующей пыли в объем, содержащий источник пылеобразования (либо непосредственно в технологический агрегат), запыленность в этом объеме будет определяться по уравнению [1]

$$n_1 = \left(\frac{A}{Q_B} + n_{св} - \frac{A + Q_B(1-r)n_{св}}{Q_B(1-r)} \right) e^{-\frac{Q_B(1-r)t}{V}} + \frac{A + Q_B(1-r)n_{св}}{Q_B(1-r)},$$

где V – объем, содержащий источник пылеобразования, м³; t – время, с

В полученном уравнении первый член правой части равенства очень мал и быстро уменьшается, вследствие чего запыленность газа в объеме V с достаточной точностью выразится уравнением

$$n_1 = \frac{A + Q_B(1-r)n_{св}}{Q_B(1-r)}$$

Запыленность на выходе из пылеуловителей рециркуляционной системы, т.е. запыленность газа, поступающего на выброс, равна

$$n_1 = \frac{A + Q_B(1-r)n_{св}}{Q_B(1-r)}(1-k)$$

Полученные теоретические зависимости позволяют определить запыленность в объеме, содержащем источник пылеобразования, а также запыленность газа, поступающего на выброс, при реализации различных систем с выносом пылегазоочистного аппарата за пределы циркулирующего контура (рис. 1 (без поз 3)).

Таким образом, получены решения для двух вариантов (рис 1 без поз 3 и рис 1 без поз 4) использования рециркуляции газов, как метода снижения вредных выбросов в атмосферу. Для поиска оптимального варианта в каждом конкретном случае необходим сравнительный анализ возможных способов. Выполним такой анализ.

Относительное изменение запыленности газа в объеме, содержащем источник пылеобразования при рассматриваемых способах рециркуляции, выразится соотношением

$$\frac{n}{n_1} = \frac{\frac{A + Q_B(1-r)n_{св}}{Q_B(1-r(1-k))}}{\frac{A + Q_B(1-r)n_{св}}{Q_B(1-r)}} = \frac{1-r}{1-r(1-k)},$$

где n, n_1 – запыленность в объеме при осуществлении схемы рециркуляции, изображенной на рис 1 без поз 4 и рис 1 без поз 3 соответственно.

Во втором случае (рис 1 без поз 3) запыленность всегда будет стабилизироваться на более высоком уровне, так как знаменатель получаемого отношения при любых реальных значениях k (k обычно изменяется в пределах 0,7–0,95) будет больше числителя. Однако, как видно из рис 1, в первом случае для осуществления схемы рециркуляции необходим пылеочистный аппарат (или группа) с производительностью Q_B , а во втором – $Q_B(1-r)$.

Поэтому относительное изменение производительности применяемого пылегазоочистного аппарата (или группы аппаратов) при различных способах рециркуляции выразится отношением

$$\frac{1}{1-r} = \frac{Q_B}{Q_B(1-r)}$$

По полученным теоретическим зависимостям на рис 2 построены зависимости относительного изменения запыленности у источника пылеобразования – при различных коэффициентах улавливания пыли или другого вещества – в применяемых очистных аппаратах и относительного изменения производительности этих аппаратов от коэффициента рециркуляции газов.

Из рис 2 видно, что в случаях применения систем с малым коэффициентом рециркуляции (γ до 0,3 0,4)

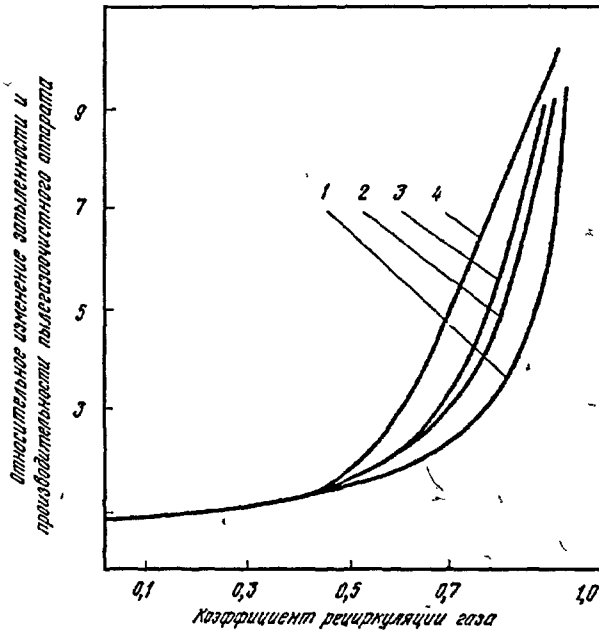


Рис 2 Зависимости относительного изменения запыленности (кривые 1, 2, 3 при $\lambda = 0,98, 0,90$ и $0,80$ соответственно) и производительности (кривая 4) пылегазоочистного аппарата от коэффициента рециркуляции газов

относительное изменение запыленности в рассматриваемых двух вариантах практически не изменяется. Следовательно, с экономической точки зрения целесообразно использование схемы, изображенной на

рис 1 (без поз 3), так как при одинаковом уровне запыленности для внедрения этой схемы необходим очистной аппарат меньшей производительности. В случаях применения систем с коэффициентом рециркуляции $> 0,4$ с экономической точки зрения целесообразно применение этой же схемы. Однако увеличение запыленности в отходящих газах при внедрении этой схемы не всегда может быть приемлемо для реальных условий. Поэтому для поиска наиболее приемлемого решения в каждом отдельном случае необходимо выполнить соответствующий анализ.

Выводы. Изложенный подход к решению задачи использования рециркуляции, как метода по снижению вредных выбросов в атмосферу, позволит найти наиболее приемлемое решение применения рассматриваемых схем как с экономической, так и с экологической точки зрения для каждого конкретного случая. Полученные теоретические исследования могут быть использованы также при проектировании (разработке, модернизации газоочистных установок) рециркуляционных схем в условиях производства порошковых материалов, огнеупоров, строительных материалов для таких технологических агрегатов как шаровые, трубные мельницы, сушильные барабаны, смесители и т.п.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Павленко Ю.П., Батачин С.А. // Горный журнал 1965 № 5 С 64 - 69
 2 Нейков О.Д., Логачев И.Н. Аспирация и обеспыливание воздуха при производстве порошков - М. Металлургия, 1981 - 191 с.

- АО "Энергосталь (Запорожский филиал), Запорожская государственная инженерная академия. Поступила 12 мая 1995 г.

УДК 669 046 621 694 2

© 1995 г. В.Г. Рыжков, Ю.П. Павленко

ИССЛЕДОВАНИЕ КРАТНОСТИ РЕЦИРКУЛЯЦИИ В ЗАМКНУТОМ КОНТУРЕ ПЕЧИ

Печные инжекторы предназначены для подготовки греющей смеси. Реализация энергетического потенциала смеси происходит в рециркуляционном контуре, охватывающем нагреваемую садку. Работа самого рециркуляционного контура изучена недостаточно, а по обратному влиянию рециркуляционного контура на кратность рециркуляции нет ни экспериментальных, ни расчетных данных. Изучению этого влияния посвящена данная работа.

Ранее получена зависимость, связывающая кратность рециркуляции с геометрическими параметрами печного инжектора и физическими характеристиками сред [1,2]. Однако влияние остаточной кинетической энергии выходного потока, которая является остаточной энергией возврата, не учтено.

Рассмотрим контур, состоящий из печного инжектора с входным (рециркуляционным) и выходным ка-

налами и печного пространства, в котором функционирует внешняя часть контура рециркуляции (рис 1).

Вытекающая из выходного канала настильная струя идет вдоль вертикальной задней стенки печи вверх, затем по своду и по передней стенке вниз. По ходу струи увеличивается площадь ее поперечного сечения, а средняя скорость и скорость на оси струи уменьшаются. В конце своего пути, у входного канала, струя обладает остаточной кинетической энергией. Эта струя приводит к увеличению кратности рециркуляции в печном инжекторе. Рассмотрим, как изменяется эта величина.

Относительная средняя скорость по длине струи на основном участке определяется выражением [3]

$$\bar{w}_L/\bar{w}_0 = 0,9\sqrt{d_s/L},$$

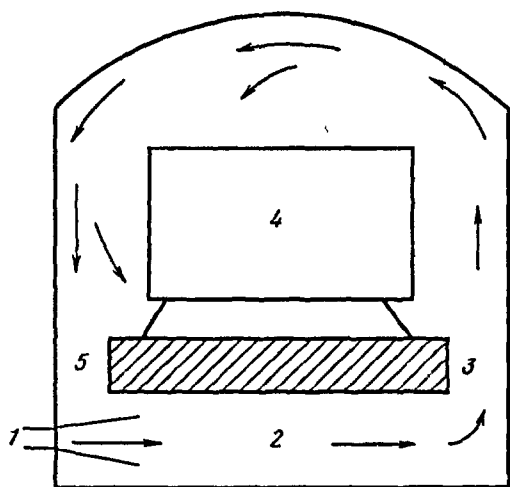


Рис 1 Схема поперечного вертикального сечения печи по оси горелки в котором организуется замкнутый контур рециркуляции
1 - сопло горелки, 2 - смеситель, совмещенный с топкой, 3 и 5 - входной и выходной (рециркуляционный) каналы, 4 - садка

в котором \bar{w}_0 и \bar{w}_L - средние скорости на выходе из канала и на расстоянии L от выхода, d_3 - эквивалентный диаметр выходного канала, L - длина струи

Скорость на оси струи определяется выражением [3] $w_{max} = 2\bar{w}_L$, следовательно, можно записать, что

$$w_{max} = 1,8\bar{w}_0 \sqrt{d_3/L} \quad (1)$$

Для определения средней скорости струи во входном сечении рециркуляционного канала рассмотрена зависимость площади сечения струи от ее длины исходя из условия равенства площадей поперечного сечения свободной и настильной струй [3]. Для свободной струи справедлива зависимость диаметра d струи от расстояния до полюса струи x [3]

$$d/d_3 = 1 + 0,54 x/d_3$$

Площадь сечения струи на расстоянии x от полюса равна

$$F_L = \frac{\pi d_3^2}{4} \left(1 + \frac{0,54x}{d_3}\right)^2 = \pi \left(\frac{d_3}{2} + 0,27x\right)^2 \quad (2)$$

Поскольку расстояние от полюса до среза выходного отверстия составляет $h = 1,81d_3$ [3], то

$$x = L + 1,81d_3 \quad (3)$$

Подставляя уравнение (3) в выражение (2), можно записать

$$F_L = \pi(0,989d_3 + 0,27L)^2 \quad (4)$$

Если рассматривать увеличение площади сечения струи, учитывая угол раскрытия 10 град на основном участке струи [3], получим

$$F_L = \pi(0,5d_3 + 0,176L)^2 \quad (5)$$

Значения площади сечения струи вычислены по формулам (4) и (5) для величины эквивалентного диаметра 0,4 0,6 м и длины пути струи 4 8 м, характерных для промышленных рециркуляционных печей. Формула (5) даст меньшие значения площади сечения струи. Но даже для этих минимальных значений площадь F_B входного канала не превышает 4 % от площади поперечного сечения струи на входе в канал, т.е. $F_B/F_L < 0,04$. При расчете F_L по формуле (4) получены еще меньшие значения отношения F_B/F_L , поэтому с большой степенью точности можно признать, что средняя скорость настильной струи w_L в сечении входного канала (без учета инжекции) равна скорости на оси

В формуле (1) не учитываются потери энергии при поворотах струи, которые снижают значение скорости на оси струи. С другой стороны, данная настильная струя с обеих сторон стеснена соседними струями или торцовыми стенками печи, влияние которых ведет к увеличению скорости на оси. Аналитически выразить влияние обоих факторов, действующих противоположно, весьма сложно, поэтому приближенно принимаем $w_L \approx w_{max}$.

Выражение изменения кратности рециркуляции за счет кинетической энергии настильной струи имеет вид

$$\Delta u = \frac{w_L F_B \rho_B}{M_c} = 1,8\bar{w}_0 \sqrt{\frac{d_3}{L}} \frac{F_B \rho_B}{M_c}$$

здесь M_c - массовый расход свежих продуктов сгорания, ρ_B - плотность возврата

Средняя скорость в начальном участке струи (на выходе из канала) определится так

$$\bar{w}_0 = u M_c / (\rho_{см} F_{вых});$$

здесь u - кратность рециркуляции (отношение массовых расходов возврата и свежих продуктов сгорания), $\rho_{см}$ - плотность смеси, $F_{вых}$ - площадь выходного канала

Из последних выражений можно записать

$$\Delta u = 1,8u \frac{\rho_B}{\rho_{см}} \frac{F_B}{F_{вых}} \sqrt{\frac{d_3}{L}}$$

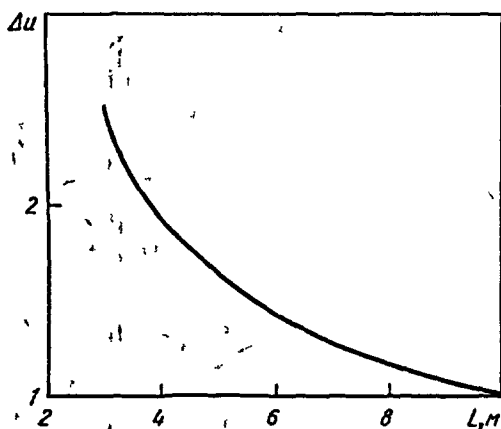


Рис. 2. Зависимость прироста кратности рециркуляции от длины внешней части рециркуляционного контура

По последней формуле выполнен расчет изменения кратности рециркуляции четырехзонной камерной термической печи с подподовыми инжекторами, совмещенными с топками. При значениях $F_{в} = 0,27$ м, $F_{вых} = 0,49$ м, $L = 5,6$ м и температурах свежих продуктов сгорания 1300 °С и возврата 800 °С прирост кратности рециркуляции составил 52% .

На рис. 2 показана расчетная зависимость изменения кратности рециркуляции от длины внешней части рециркуляционного контура при неизменных геометрических параметрах печного инжектора и физических параметрах теплоносителя. Малые значения Δu при $L > 10$ указывают на уменьшение конвективной составляющей теплообмена в конце пути потока теплоносителя. Полученные результаты могут служить основанием для установки в рециркуляционном контуре дополнительного инжектора или другого устройства, повышающего скорость греющей смеси. Подобные графики могут быть получены расчетным путем для любой конструкции печного инжектора и использованы для конструирования рециркуляционного контура печи.

Экспериментальная проверка результатов расчетов выполнена на холодной печи для двух печных инжекторов с различными площадями сечений входных и

выходных каналов. Скорости воздушных потоков измерены крыльчатым анемометром в двенадцати точках, а затем найдена средняя скорость потока. По скоростям и площадям сечений каналов определены расходы и кратность рециркуляции.

Сравнительные результаты расчетов и замеров кратности рециркуляции без учета внешней части рециркуляционного контура (числитель) и с ее учетом (знаменатель) приведены ниже.

$F_{в}, м^2$	$F_{вых}, м^2$	u_p	$u_э$
0,213	0,473	$\frac{2,19}{2,95}$	$\frac{-}{2,52}$
0,239	0,523	$\frac{1,48}{2,18}$	$\frac{-}{2,07}$

Примечание u_p - расчет, $u_э$ - эксперимент

Выводы. Получена зависимость, учитывающая увеличение кратности рециркуляции в печном инжекторе за счет остаточной кинетической энергии настильной струи внешней части контура. Значительное влияние этого фактора делает необходимым его учет при проектировании рециркуляционных печей, а также при поверочных расчетах кратности рециркуляции на работающих печах. Эта зависимость показывает уменьшение прироста кратности рециркуляции при увеличении длины внешней части контура и позволяет судить о необходимости введения в рециркуляционный контур дополнительных побудителей движения теплоносителя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Рыжков ВГ, Ревун МП, Рыжков ГМ, Башлий СВ - В кн. Научные основы конструирования металлургических печей. Теплотехника и экология. Тезисы докл. Междунар. семинара. - Днепропетровск: Пороги, 1993. С. 52, 53. 2 Рыжков ВГ, Рыжков ГМ, Ревун МП, Башлий СВ // Изв. вуз. Черная металлургия, 1994. № 2. С. 64 - 66. 3 Миткалин В.И. Струйное движение газов в печах. - М.: Металлургияиздат, 1961. - 184 с.

Запорожский индустриальный институт. Поступила 25 апреля 1994 г.

УДК 621.762.2.614.84

© 1995 г. И. В. Бабайцев, О. В. Морозова, А. К. Толешов

РАСЧЕТ КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОКИСЛЕНИЯ ПОРОШКОВ ФЕРРОСПЛАВОВ В ПРЕДВОСПЛАМЕНИТЕЛЬНОМ ПЕРИОДЕ

Одной из основных характеристик пожаровзрывоопасности дисперсных материалов является температура самовоспламенения слоя порошка или пыли. Обычно она определяется экспериментально в соответствии с ГОСТ 121044-89, расчетный метод определения этой характеристики не нормирован. Лабораторные испытания производятся с использованием

образцов массой в несколько граммов. Из теории теплового самовоспламенения известно, что температура самовоспламенения ($T_{св}$) существенно снижается при увеличении массы нагреваемого образца. Следовательно, для определения условий самовоспламенения материала в производственных установках необходимо использовать тот или иной метод теплового

моделирования, что в свою очередь связано с необходимостью расчета кинетических характеристик порошков металлов в предвоспламенительном периоде

В настоящей работе предложен способ расчета параметров окисления с использованием кривых термогравиметрического анализа, полученных при нагревании образца со скоростью около 10 град/мин на дериватографе в диапазоне температур от 20 до 1000 °С. В основу расчета положено соотношение, выведенное с использованием закона Аррениуса и закона окисления металла

$$\frac{dm}{dt S_x} = \frac{Be^{-\frac{E}{RT}}}{\delta_x^n}$$

где $\frac{dm}{dt}$ – скорость окисления при данной температуре, полученная графическим дифференцированием термогравиметрической кривой, S_x – истинная поверхность окисления в данный момент времени, δ_x – толщина слоя окисла в данный момент времени, n – показатель закона окисления, B и E – предэкспоненциальный множитель и энергия активации

При выводе уравнения для расчета кинетических параметров учитывались геометрический (снижение поверхности окисления по мере нарастания на частице оксидной пленки и расходования металла) и диффузионный факторы (снижение скорости окисления при увеличении толщины оксидной пленки). С учетом этих факторов было получено выражение

$$\frac{dm}{dt} \frac{R_0}{S_0} \frac{\sqrt[3]{\frac{\rho_{Me}}{\rho_{ок}} m(K+1) + 1 - mK - \sqrt{1-mK}}{\sqrt[3]{(1-mK)^2}}} = Be^{-\frac{E}{RT}}$$

где m – прирост массы образца, определяемый по термогравиметрическим кривым, ρ_{Me} и $\rho_{ок}$ – удельные массы металла и оксида; $K = \frac{Ay}{16z}$ (A – атомная масса металла, y и z – число атомов металла и кислорода в формуле оксида)

Результаты расчета наносятся на график в координатах $\frac{dm}{dt S_x} - 1/T$, показатель закона окисления выбирается из условий наилучшего спрямления, энергия активации определяется по наклону прямой, а предэкспонента – по месту ее пересечения с осью ординат

Расчеты были проведены для порошков ферромарганца ФМн 1,0 и ФМн 1,5, содержащих 87-92 % Mn. При обработке экспериментальных результатов было установлено, что в диапазоне температур 673-873 К выполняется параболический закон окисления, энергия активации одинакова для различных партий порошка и составляет 144,5 кДж/моль. Энергия активации окисления порошка силикокальция составляет 113 кДж/моль, а порошка кремния – 142,5 кДж/моль. Параметры n и E определяются с точностью до 3 %

С использованием полученных значений E и B была рассчитана $T_{св}$ для слоя порошка ферромарганца толщиной 1 см по уравнению Франк – Каменецкого, которая составила 650 К. Экспериментальное значение $T_{св}$ для данного образца равно 643 К, что показывает на достаточно хорошее совпадение результатов и возможность использования определенных предлагаемым способом параметров окисления для проведения теплового моделирования критических условий самовоспламенения порошков ферросплавов

Московский государственный институт стали и сплавов. Поступила 22 февраля 1995 г

УДК 622 785 536 422

© 1995 г А Р Жак, Т В Деткова, И А Колесова

РАВНОВЕСНЫЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ОКСИДОВ АЗОТА В АГЛОМЕРАЦИОННЫХ ГАЗАХ

Монооксид азота NO и диоксид азота NO₂ играют основную роль в загрязнении атмосферы из существующих семи оксидов азота и относятся к наиболее опасным токсичным загрязняющим веществам, играющим основную роль в образовании смога. Образование оксидов азота происходит при интенсивном сжигании топлива, в том числе – применяемого при агломерации [1]. На долю агломерационного производства приходится 20 % выбросов NO_x в черной металлургии. Удельный выброс NO_x составляет в среднем 0,6-0,87 кг/т агломерата [2].

Нами рассчитан равновесный состав газовой фазы, образующейся в зоне горения твердого топлива

при агломерации, в том числе равновесные концентрации оксидов азота для различных температур и коэффициентов избытка воздуха при горении, что соответствует различным составам аглошхты и условиям спекания. При этом использованы термодинамические параметры, приведенные в справочнике [1]. Результаты расчетов приведены в таблице (для атмосферного давления).

Из них видно, что повышение температуры в зоне горения твердого топлива в пределах от 1100 до 1400 °С, а также повышение коэффициента избытка воздуха от 1,2 до 1,8 приводят к снижению равновесных концентраций NO и NO₂ в газовой фазе. В

Равновесный состав газовой фазы, образующейся при горении твердого топлива при агломерации

Температура, °С	Коэффициент избытка воздуха при горении твердого топлива	Состав газовой фазы, доли единиц						Равновесная концентрация оксидов азота в газовой фазе, мг/м ³	
		N ₂	O ₂	CO	CO ₂	NO	NO ₂	NO	NO ₂
1100	1,2	0,673	2,98 10 ⁻²	0,297	1,88 10 ⁻⁴	5,36 10 ⁻¹³	1,10 10 ⁻¹⁵	7,18 10 ⁻⁷	2,26 10 ⁻⁹
	1,5	0,680	4,17 10 ⁻²	0,278	1,65 10 ⁻⁴	5,03 10 ⁻¹³	9,63 10 ⁻¹⁶	6,74 10 ⁻⁷	1,98 10 ⁻⁹
	1,8	0,687	5,22 10 ⁻²	0,261	1,45 10 ⁻⁴	4,74 10 ⁻¹³	8,52 10 ⁻¹⁶	6,35 10 ⁻⁷	1,75 10 ⁻⁹
1200	1,2	0,672	2,98 10 ⁻²	0,298	6,91 10 ⁻⁵	1,73 10 ⁻¹²	8,64 10 ⁻¹⁶	2,32 10 ⁻⁶	1,78 10 ⁻⁹
	1,5	0,680	4,17 10 ⁻²	0,278	6,03 10 ⁻⁵	1,62 10 ⁻¹²	7,58 10 ⁻¹⁶	2,17 10 ⁻⁷	1,56 10 ⁻⁹
	1,8	0,687	5,22 10 ⁻²	0,261	5,30 10 ⁻⁵	1,58 10 ⁻¹²	6,70 10 ⁻¹⁶	2,05 10 ⁻⁶	1,38 10 ⁻⁹
1400	1,2	0,672	2,98 10 ⁻²	0,298	1,33 10 ⁻⁵	1,30 10 ⁻¹¹	5,79 10 ⁻¹⁶	1,74 10 ⁻⁵	1,19 10 ⁻⁹
	1,5	0,680	4,17 10 ⁻²	0,278	1,16 10 ⁻⁵	1,22 10 ⁻¹¹	5,08 10 ⁻¹⁶	1,64 10 ⁻⁵	1,04 10 ⁻⁹
	1,8	0,687	5,21 10 ⁻²	0,261	1,02 10 ⁻⁵	1,15 10 ⁻¹¹	4,49 10 ⁻¹⁶	1,54 10 ⁻⁵	9,21 10 ⁻¹⁰

цетом же равновесные концентрации оксидов азота в агломерационных газах на несколько порядков ниже предельно допустимых концентраций (ПДК) этих веществ в атмосферном воздухе [2]. В реальных агломерационных газах содержание NO_x превышает ПДК. Это обусловлено тем, что в этих газах термодинамическое равновесие не достигается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Доменное производство. Справочник / Под ред. Г.Ф. Вегмана - М. Металлургия, 1989. Т. 1 - 495 с. 2 Шульц Л.А. Элементы безотходной технологии в металлургии - М. Металлургия, 1991 - 174 с.
Московский государственный институт стали и сплавов. Поступила 30 мая 1995 г.

УДК 669.162.267.6

© 1995 г. Ф.Л. Скуридин, А.Е. Пареньков, Ю.С. Юсфин

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВЫПЛАВКИ ПЕРЕДЕЛЬНОГО ЧУГУНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОКСИДОВ РЗМ

В последнее время появилось много работ по использованию редкоземельных металлов (РЗМ) в черной металлургии, основанному на их высоком химическом сродстве к вредным примесям (сера, кислород и др.). Наиболее широкое применение РЗМ нашли при обработке литейного чугуна, что позволяет обеспечить получение высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита [1].

Большие перспективы, на наш взгляд, представляет использование отходов редкоземельной промышленности для выплавки в доменных печах передельного чугуна. В этом случае весьма важным свойством РЗМ будет их высокая десульфуризирующая способность, что, по данным работы [2], позволяет получать чугун с минимальной концентрацией серы - 0,005-0,010 %.

В связи с этим были рассчитаны различные показатели десульфурации РЗМ-содержащего чугуна (L_S⁰, ε, C_S). Сульфидная емкость шлака определялась по формуле И.С. Куликова [3]

$$C_S = \frac{L_S^0 p_{CO}}{1,43 \cdot 10^5 f[S]}$$

где L_S⁰ - равновесный коэффициент распределения серы; p_{CO} - парциальное давление оксида углерода в горне, атм; f[S] - коэффициент активности серы в чугуне.

Установлено, что для РЗМ-содержащего чугуна степень достижения равновесия по сере достигает 60,58 %, а сульфидная емкость шлака составила 1,09 10⁻⁴.

Для анализа десульфурации в горне нами предложен новый показатель десульфурации чугуна K_{Ce,S}. Этот показатель связывает коэффициент распределения серы с концентрацией РЗМ в чугуне и рассчитывается по формуле

$$K_{Ce,S} = \frac{(S)}{[S] \sqrt{[Ce]}}$$

где (S) – содержание серы в шлаке, %; [S] и [Ce] – содержание серы и церия в чугуна, %

Показатель аналогичен константе Ольсена [3] для обычных чугунов

Были проведены расчеты показателей доменной плавки для условий доменной печи Серовского металлургического завода при выплавке передельного РЗМ-содержащего чугуна с содержанием кремния 0,62 % При использовании агломерата с 5,3 % оксидов РЗМ, полученного с добавкой концентрата карбонатов РЗМ Киргизского месторождения, концентрация церия и лантана в чугуна составила 0,78 % при коэффициенте перехода РЗМ в металл 0,1, а содержание серы достигало 0,008 % Расход кокса снизился с 486 до 483 кг/чугуна при увеличении температуры дутья, снижении расхода известняка и др Расчет констант десульфурации $K_{Si,S}$ и $K_{Ce,S}$ показал

увеличение их значения с 23 до 39 при выплавке РЗМ-содержащего чугуна

Таким образом, выплавка передельного чугуна, содержащего РЗМ, является эффективным мероприятием для получения высококачественного чугуна и сверхчистых по содержанию серы различных марок сталей

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1 Михайличенко А.И., Михлин Е.Б., Патрикеев Ю.Б. Редкоземельные металлы – М Металлургия, 1987 – 232 с 2 Воробьев А.П., Козлов Л.Я // Изв. вуз Черная металлургия 1992. № 11 С 51 – 63 3 Куликов И.С. Десульфурация чугуна. – М Металлургиздат, 1962. – 306 с

Московский государственный институт стали и сплавов. Поступила 20 июля 1995 г

УДК 669 162 012 1 669 162 211 4

© 1995 г П. Г. Васильев, Д. В. Ризун

К ВОПРОСУ ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ГАЗОВ ОКОЛО СТЕН ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

При организации систем контроля профиля доменной печи с использованием вмонтированных в футеровку на различных горизонтах по высоте термодатчиков необходима информация о температуре газов непосредственно около стен и об ее изменении по высоте печи

Температура газов в околофутеровочной области (20 – 50 мм) может существенно отличаться от температур в других точках по радиусу печи и от средней температуры на данном горизонте [1]

Непосредственный контроль температуры газов около стен печи по высоте шахты в промышленных условиях трудноосуществим, так как термодатчик, выдвинутая в рабочее пространство даже на несколько миллиметров, очень быстро разрушается опускающимися шихтовыми материалами Методика [2] чрезвычайно сложна вследствие трудоемкости изготовления многослойного датчика и установки громоздкой конструкции в кладке печи В связи с изложенным представляется более удобным определение температуры газов около стен доменной печи расчетным путем

На основе серии экспериментов, проведенных на промышленной доменной печи, нами была установлена тесная связь температуры околостенного газа t_r с температурой периферийных газов t_n под защитными плитами колошника в секторе установки термодатчика и уровнем горизонта расположения точки замера температуры по высоте печи Уровень расположения горизонта замера выражен как безразмерный показатель Он представлен в виде отношения расстояния от нижней кромки защитных плит колошника (уровень установки термодатчика периферийного газа) до горизонта замеров B к высоте от уровня воздушных фурм до нижней кромки защитных плит колошника H

Для повышения точности аппроксимации результатов экспериментов доменная печь полезным объемом 1033 м³ была, исходя из специфики теплообмена в печи, разбита на три зоны по высоте верхнюю (0 < B < 4 м), среднюю (4 < B < 14 м) и нижнюю (14 < B < 21 м) Замеры температур околостенного газа проводили в 11 точках по высоте печи 3 – в верхней зоне, 5 – в средней и 3 – в нижней В каждой точке замеры проводили трижды

На основании экспериментальных данных для каждой из трех зон по высоте печи были составлены уравнения, приведенные ниже

для верхней зоны

$$t_r = t_n + (1490 - t_n) \frac{B}{H} \text{ } ^\circ\text{C}, r = 0,908, K_r = 4,85, \quad (1)$$

для средней зоны

$$t_r = t_n + (1154 - t_n) \frac{B}{H} \text{ } ^\circ\text{C}, r = 0,948, K_r = 9,88, \quad (2)$$

для нижней зоны

$$t_r = -83,9 + 1607 \frac{B}{H} \text{ } ^\circ\text{C}, r = 0,880, K_r = 4,14, \quad (3)$$

здесь r – коэффициент корреляции, K_r – показатель надежности связи

На теплообмен в нижней зоне доменной печи определяющее влияние оказывает температурный ре-

жим горна, поэтому уравнение (3) имеет вид, несколько отличный от уравнений (1) и (2)

Приведенные значения коэффициентов корреляции r и показателей надежности связи K , позволяют характеризовать полученные зависимости (1) (3) как тесные и статистически достоверные

Таким образом, на основании экспериментальных исследований установлены зависимости, позволяющие рассчитать температуру газов около стен доменной печи на различных уровнях по ее высоте Эта информация является составной частью математической модели системы термоэлектродной диагностики профиля доменной печи, позволяющей определить

динамику разгара кладки, формирования защитного гарнисажа и настывлей на основе закономерностей теплопередачи через многослойную стенку

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Бородулин А.В., Можаренко И.М., Пухов А.П. // Сталь 1993 № 1 С 15 - 20 2 Спирин П.А. Научные основы конструирования металлургических печей Материалы международной конференции - Днепропетровск: Пороги, 1993 С. 11 - 13

Государственная металлургическая академия Украины Поступила 31 октября 1994 г

УДК 669 1 622 788 32

© 1995 г В Г Булгаков, Ю А Бондарев, Е Е Агеев

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БРИКЕТОВ ИЗ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ЧАСТИЧНОЙ ИЛИ ПОЛНОЙ ЗАМЕНЫ ПЕРЕДЕЛЬНОГО ЧУГУНА ПРИ ВЫПЛАВКЕ СТАЛИ

Для изготовления брикетов использовали тонкоизмельченную окалину фракций $< 0,35$ мм следующего состава 72,49 % $Fe_{\text{общ}}$, 56,30 % FeO ; 41,00 % Fe_2O_3 , 0,009 % P , 0,008 % S В качестве восстановителя в составе брикетов применяли электродную стружку (отход электросталеплавильных цехов) в количестве 20,4 30,0 % Брикеты цилиндрической формы диам 50 мм и высотой 20 мм были получены прессованием при давлении 20 МПа с последующим упрочняющим обжигом при температуре 850 °С Образцы изготавливали с 1 3 % силикатного связующего вещества

Опыты по замене пердедельного чугуна брикетами при выплавке стали были проведены в индукционной печи емкостью 50 кг с основной футеровкой Шихта состояла из 6,5 % брикетов и прутков стали 10 с содержанием углерода 0,08 % Шихтовку производили из расчета получения высокоуглеродистой, среднеуглеродистой и малоуглеродистой стали при соотношении $C_{\text{тв}}/Fe_{\text{общ}}$ в брикетах 0,685, 0,450 и 0,356 соответственно

Брикеты загружали на дно тигля, а сверху располагалась металлошихта По мере расплавления металлошихты жидкий металл покрывал брикеты, всплыванию которых препятствовала нерасплавившаяся часть металла При этом обеспечивались условия нагрева, необходимые для процессов восстановления и науглероживания В результате количество углерода после расплавления для проведенных плавов составило 1,15, 0,66 и 0,34 %

По увеличению массы металла установлено, что степень восстановления железа из оксидов для всех опытов достигла 98 %, а угар углерода брикетов составил 4,60 5,12 %

Проведенные опыты показали, что такой способ применения брикетов позволяет получать любое не-

обходимое к моменту расплавления количество углерода для производства различных сталей без использования пердедельного чугуна

Заключительным этапом лабораторных исследований было проведение на заводе "Красный Октябрь" опытно-промышленной плавки с использованием брикетов в 5-т дуговой электропечи

Шихту загружали по той же схеме, что и в лабораторных условиях Она состояла из низкоуглеродистого лома (с содержанием углерода 0,25 %) и брикетов (с 25 % электродного боя и 3 % связки) в количестве 450 кг (что соответствует 6 % от завалки) Плавку проводили по принятой на заводе технологии Чугун в завалку не применяли Выплавляли сталь марки 35Л

Были получены следующие результаты в пробе, отобранной при полном расплавлении металла, содержание углерода составило 0,69 %; после проведения окислительного периода выпущена сталь 35Л, отвечающая по химическому составу требованиям ГОСТа

С учетом среднестатистических потерь металла на угар (~10 %) для углеродистых марок выход жидкого металла повысился на величину порядка 200 кг за счет восстановления железа из окалины Это соответствует степени восстановления железа из оксидов около 95 % Анализ результатов показал, что угар углерода брикета составил 12 %

При использовании брикетов в данном случае обеспечивается такая эффективность науглероживания, которая может быть достигнута при введении в завалку чугуна в 1,5 2 раза большем количестве, чем брикетов

Волгоградский государственный технический университет
Поступила 6 июня 1995 г

УДК 669 131 622 662 818

© 1995 г. К. Н. Вдовин, И. В. Попурко, Л. П. Судакова

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРОВ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОГО МОДИФИКАТОРА

При выплавке чугуна в вагранке с последующим модифицированием нередко возникает необходимость в получении расплава с повышенной температурой. Одним из способов достижения этого эффекта может служить термитный подогрев чугуна в ковше, для чего удобно применять термитную смесь, состоящую из алюминиевой стружки и железной окалины, которая при определенных соотношениях компонентов способствует не только протеканию экзотермической реакции (нагреву), но и улучшению эксплуатационных свойств отливок. В последнее время наметилась тенденция использования модификаторов в виде брикетов. В них для повышения прочности обычно вводят различные связующие.

В работе [1] экспериментально доказана возможность изготовления брикетов без связующего и установлено, что наиболее качественные брикеты получаются при соотношении компонентов 60 % алюминиевой стружки и 40 % железной окалины.

Для исследования влияния размера частиц компонентов в брикете и усилия прессования на его прочность проведен активный эксперимент с применением методов математического планирования. Диапазоны варьирования исследуемых факторов были следующие: размер алюминиевой стружки $X_1 = 1,8$ мм, размер частиц окалины $X_2 = 1,5$ мм; усилие прессования $X_3 = 0,15, 0,50$ МН. В качестве выходного параметра приняты осыпаемость брикета Y %. Активный эксперимент проводили по плану 2^3 по обычной методике. Каждая строка матрицы дублировалась для оценки дисперсии воспроизводимости эксперимента, при этом для расчета коэффициентов уравнения регрессии использовали усредненный результат. После расчета величин всех коэффициентов уравнения регрессии оно имело вид

$$Y = 25,6 + 9,8X_1 + 6,0X_2 - 8,5X_3 + 1,86X_1X_2 - 1,86X_1X_3 - 0,6X_2X_3 - 2,3X_1X_2X_3$$

Статистическая оценка коэффициентов регрессии привела к окончательному виду уравнения $Y = 25,6 + 9,8X_1 + 6,0X_2 - 8,5X_3$

Анализ полученной модели показал, что по силе влияния на выходной параметр факторы располагаются в следующей последовательности X_1, X_3, X_2 , причем с уменьшением X_1 и X_2 и увеличением X_3 осыпаемость брикета уменьшается. Наименьшее значение $Y = 1,3$ в области исследуемых факторов достигается при $X_1 = -1, X_2 = -1, X_3 = 1$. Таким образом, условия $X_1 = 1, X_2 = 1, X_3 = 0,50$ являются оптимальными.

На основании статистических данных изготовили партию экзотермических брикетов с оптимальными параметрами: 60 % алюминиевой стружки с размером частиц менее 3 мм и 40 % железной окалины с размером частиц менее 3 мм и усилием брикетирования 0,50 МН. Брикеты испытывали на приборе для определения осыпаемости, состоящем из сетчатого барабана, вращающегося с частотой 60 об/мин. Брикеты считали соответствующими требованиям прочности при условии, если они образовывали после вращения в барабане в течение 30 мин не более 5 % мелочи. В результате испытаний осыпаемость брикетов всей партии составила менее 1,2 %.

При оценке необходимого числа экспериментов [2], достоверность результатов испытаний обеспечилась одним брикетом из партии.

Таким образом, при изготовлении брикетов из алюминиевой стружки и железной окалины крупностью 1,3 мм и усилием брикетирования 0,40, 0,50 МН можно гарантировать их эксплуатационную прочность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1 Вдовин К. Н., Кожемякин С. П., Попурко И. В. // Производство чугуна. Межвузовский сборник научных трудов - Магнитогорск. Изд. во МГМА, 1994. С. 55 - 59.
- 2 Ашмарин И. П., Васильев П. П., Амбросов В. А. Быстрые методы статистической обработки и планирование экспериментов - Т. Изд. во ЛГУ, 1975 - 125 с.

Магнитогорская государственная горно-металлургическая академия. Поступила 15 марта 1995 г.

УДК 621 771 262

© 1995 г Ю В Рождественский

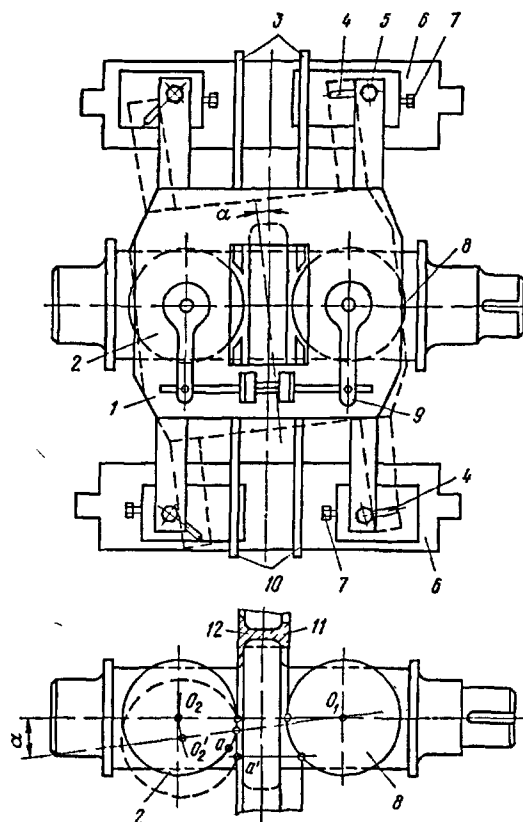
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОКАТКИ РЕЛЬСОВ

Основным недостатком традиционной технологии прокатки рельсов в двухвалковых калибрах является то, что головка, как наиболее ответственная и нагруженная в процессе эксплуатации часть рельса, деформируется под действием косвенного давления. При прокатке же рельсов в четырехвалковых калибрах головка подвергается интенсивной прямой деформации вертикальным валком, при этом создается благоприятная схема напряженно деформированного состояния в очаге деформации. Вследствие этого обеспечивается получение стабильных размеров готовки, хороших макро- и микроструктуры и улучшение механических свойств металла.

Прокатка рельсовых профилей из за их несимметричности сопровождается значительной неравномерностью деформации раската. Неодинаковая толщина головки и подошвы рельсового раската предопределяет различное обжатие со стороны вертикальных валков четырехвалкового калибра. Если диаметры вертикальных валков одинаковы, то из за разной длины дуг контакта раската с рабочей поверхностью этих валков возникают большие трудности обеспечения устойчивого положения раската в калибре. Для достижения равенства длин дуг контакта металла с обоими вертикальными валками применяют валки с различным диаметром. Однако этот калибр накладывает жесткие требования на соотношение обжатий при прокатке и при этом необходим большой парк вертикальных валков.

Для обеспечения одновременности контакта металла с обоими вертикальными валками одинакового диаметра и устойчивого процесса прокатки разработана конструкция четырехвалкового калибра, в котором вертикальные валки могут поворачиваться на определенный угол в горизонтальной плоскости. Кассета с вертикальными валками для дооборудования действующих прокатных клетей с целью образования четырехвалкового калибра показана на рисунке.

Кассета состоит из двух несущих плит 1, между которыми размещены вертикальные неприводные валки 2 и 8, соответственно обжимающие подошву 12 и головку 11 рельсового раската. Вертикальные валки имеют эксцентриковое нажимное устройство 9. Для точного введения раската в четырехвалковый калибр кассета имеет вводную 10 и выводную 3 привалковые арматуры. Кассета крепится шпильками 5 к арматурным брускам 6 прокатной клетки. Для поворота кассеты вокруг центра вертикального валка 8 арматурные брусья 6 имеют направляющие винты 7. С целью обеспечения равномерности захвата, т.е. одновременности касания подошвой 12 и головкой 11 поверхности вертикальных валков 2 и 8, кассета винтами 7



Кассета для прокатки несимметричных фасонных профилей

по направляющим 4 поворачивается вокруг центра O_1 вертикального валка 8 на определенный угол α . При этом центр O_2 вертикального валка 2, перемещается в новое положение O_2' , валок выдвигается против хода прокатки и точка a встречи раската с вертикальным валком 2 занимает положение a' , обеспечивающее одновременное касание раската с обоими вертикальными валками. Таким образом, происходит плавный, без ударов, захват рельсового раската валками четырехвалкового калибра, что снижает износ валков, не искажается геометрия рельсового профиля и не искривляется раскат.

Для внедрения предложенного способа производства рельсов на рельсобалочном стане металлургического комбината "Азовсталь" изготовлены рабочие чертежи кассеты с вертикальными валками и разработана прогрессивная технология прокатки рельсов с применением четырехвалкового калибра.

УДК 621 762 2 66 063 7

© 1995 г Л Н Беляничков, Д В Боровских, И В Асонов

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДИСПЕРГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА В ВАКУУМЕ РАСТВОРЕННЫМ ГАЗОМ

Метод получения гранул жаропрочных сплавов путем диспергирования жидкого металла в вакууме растворенным в металле водородом¹, разработанный фирмой "Homogeneous Metals Inc" (HMI), имеет ряд преимуществ перед другими известными способами распыления металла. В частности, он позволяет получать гранулы диам порядка 20 мкм (и менее) по сравнению со 100 мкм, характерными для центробежного и форсуночного распыления. Это повышает однородность металла гранул, изменяет их дендритную структуру, резко ускоряет процесс спекания при горячем изостатическом прессовании, снижает время термообработки изделий из гранульного металла.

Суть процесса состоит в том, что металл, выплавленный (или расплавленный) в ВИП, насыщается водородом при давлении p_1 и через распылитель-жиклер подается в вакуумируемую камеру с давлением p_2 , где фонтанирует на высоту $L = (p_1 - p_2)/(\rho g)$ (ρ - плотность металла, g - ускорение свободного падения). При этом выделяющийся водород диспергирует металл.

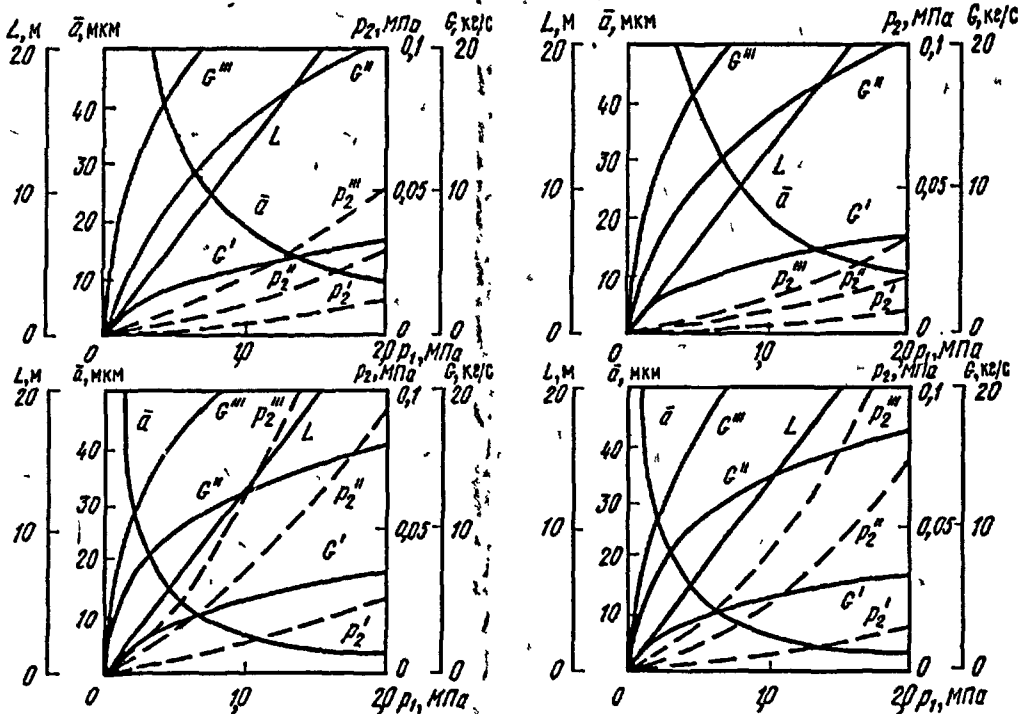
Из энергетического баланса процесса диспергирования получено следующее выражение для оценки среднего диаметра образующихся капель:

$$\bar{a} = \frac{600\sigma M_{H_2}}{\Delta G_H^\circ \rho \Delta[\%H]}$$

где σ - поверхностное натяжение жидкого металла, ΔG_H° - изменение стандартной энергии Гиббса реакции $1/2(H_2) = [H]$, $\Delta[\%H]$ - изменение концентрации водорода в металле в процессе распыления, M_{H_2} - молекулярная масса H_2 , кг/моль

Таким образом, основным фактором, позволяющим регулировать величину \bar{a} для металла данного состава, является изменение $\Delta[\%H]$. Значение $\Delta[\%H]$ зависит от термодинамических и кинетических факторов, в частности, константы растворимости и коэффициента активности водорода в металле, давления

¹ Пат 3510546 США



Зависимость технологических параметров процесса от давления водорода в камере насыщения p_1 при различных значениях фактора неравновесия, скорости оттока водорода из камеры распыления S_H (в пересчете на быстроту действия вакуумного насоса по воздуху при 20 °С) и числа отверстий в жиклере

$a - \Phi = 0,1, S_H = 0,3 \text{ м}^3/\text{с}$ (насос ИВЗ 300) $b - \Phi = 0,1, S_H = 0,5$ (насос ИВЗ 500), $в - \Phi = 0,3, S_H = 0,3$ (насос ИВЗ 300) $г - \Phi = 0,3, S_H = 0,5 \text{ м}^3/\text{с}$ (насос ИВЗ-500). p_2, G, p_2', G', p_2'' - соответственно давление водорода в камере распыления и массовая скорость распыления при $n = 1, 2, 3$

водорода в камере насыщения, а также давления в камере распыления p_2 . Однако при этом величина p_2 и сама является функцией $\Delta[\%H]$ и определяется соотношением скоростей выделения и откачки водорода

Существенное влияние на $\Delta[\%H]$ оказывает величина концентрации водорода, полученная в процессе насыщения, которая по степени ее приближения к равновесной характеризуется фактором неравновесности Φ , т.е. давление p_2 является функцией p_1 и Φ

Авторами разработана модель, позволяющая для металла данного состава анализировать связи и зависимости между основными параметрами процесса. В качестве опорных величин выбираются средний диаметр гранул, скорость откачки водорода из камеры распыления, фактор неравновесности, число отверстий в жиклере n и их диаметр. По разработанной авторами программе рассчитываются соответствующие этим условиям значения L (высота подъема струи металла), p_1 , p_2 и массовая скорость диспергирования. Модель и программа позволяют решать различные варианты обратных задач. В частности, определять требуемое для получения данного диаметра капель значение фактора неравновесности (при про-

чих заданных условиях), что в свою очередь позволяет находить требуемое время стадии наводороживания

На рисунке приведены результаты расчетов применительно к никелевому сплаву типа Astroloy, входящему в сортамент сплавов, распыляемых на установке фирмы НМІ, имеющей высоту камеры распыления 20 м при давлении в этой камере порядка 10^3 Па, причем 50 % фракции -325 меш имеют размер частиц менее 20 мкм¹. Результаты расчетов согласуются с данными о высоте установки и давлении при распылении

Разработанная математическая модель позволяет анализировать и рассчитывать оптимальные параметры установок диспергирования металла растворенным газом: давление в камерах насыщения и распыления, высоту установки и ее производительность

Московский государственный институт стали и сплавов. Поступил 17 января 1995 г.

¹ Гессингер Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов / Пер с англ - Челябинск Металлургия Челябинское отделение, 1988 - 320 с

КНИГИ ИЗДАТЕЛЬСТВА МОСКОВСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО ИНСТИТУТА СТАЛИ И СПЛАВОВ
(ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА)

ТЕПЛОФИЗИКА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Учебник для вузов - М. «МИСИС», 1995 - 23 л., 176 ил., 12 табл. Тираж 1000 экз.

ISBN 5 - 87623 - 021 - 9 (в пер.)

Автор проф. докт. техн. наук Б.С. Мастрюков

Учебник рекомендован Госкомитетом Российской Федерации по высшему образованию для студентов высших учебных заведений, обучающихся по специальности «Теплофизика, автоматизация и экология тепловых агрегатов в металлургии». Может быть рекомендован также для студентов металлургических специальностей, изучающих курс «Тепломассообмен в технологических процессах».

На современном уровне рассмотрены теплофизические основы металлургических процессов с единых позиций теории дисперсных систем. Изложены основные закономерности процессов теплообмена в газожидкостных (бурбоуж металлургической ванны, выпечная обработка металла), твердожидкостных (кристаллизация металла на машинах непрерывной разливки и в изложницах, образование гарнисажа и т.д.) и твердогазовых (спекание агломерата, обжиг окатышей и т.д.) металлургических системах. Приведены значения теплофизических испытаний и другие справочные данные, необходимые для расчетов металлургических процессов.

Книги в продажу через книжные магазины не поступят. Приобрести их можно только в МИСИС Издательстве за наличный или по безналичному расчету с предварительным заказом. Для этого необходимо в ближайшее время сделать заказ в издательстве на требуемое количество экземпляров (по телефону, телеграфом или письменно) и после подтверждения нами Вашей заявки оформить перечисление денег.

В платежном поручении должно быть указано, что деньги переводятся за оплату определенного количества экземпляров конкретных книг. Копия платежного поручения с отметкой банка должна быть представлена в издательство вместе с доверенностью при получении книг.

Реквизиты для безналичных расчетов

Для Москвы и Московской области.

Расчетный счет МИСИС N 500141901 в Октябрьском отделении АБ «Торбанк», МФО 996095, уч. ЕМ

Для других регионов.

Расчетный счет МИСИС N 500141901 в Октябрьском отделении АБ «Торбанк»,
корр. счет 715161800 в РКЦ ГУ ЦБ РФ г. Москва МФО 44583001, уч. 83

Наш адрес: 117936 Москва В 49 Ленинский проспект, д. 2, офис 315, телефон 230 45 31, 230 44 06. Факс 236 21 05

К 60-ЛЕТИЮ БОРИСА САМУИЛОВИЧА БОКШТЕЙНА

24 июля 1995 года исполнилось 60 лет заведующему кафедрой физической химии Московского государственного института стали и сплавов, профессору, доктору физико-математических наук Борису Самуиловичу Бокштейну

Вся трудовая жизнь Б. С. Бокштейна связана с Московским институтом стали и сплавов – в 1952 году он поступил на первый курс физико-химического факультета института и после его окончания с 1958 года работает на кафедре физической химии, вначале аспирантом, затем доцентом, профессором, а с 1993 года заведующим этой кафедрой. В 1962 году Б. С. Бокштейн защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата наук, а в 1972 году ему присуждена ученая степень доктора физико-математических наук. В 1973 году ему присвоено ученое звание профессора.

Б. С. Бокштейн является высококвалифицированным преподавателем и пользуется любовью и уважением студентов. На протяжении многих лет он читает лекции по всем разделам курса физической химии и спецкурсам, ведет практические и лабораторные занятия, руководит курсовой научно-исследовательской работой студентов и дипломированием.

Для Б. С. Бокштейна характерно постоянное внимание к учебно-методической работе, им написан ряд пособий, а по его монографии "Диффузия в металлах", изданной в 1978 году, учились несколько поколений студентов и аспирантов.

Научная деятельность Б. С. Бокштейна связана главным образом с изучением диффузии в металлах и сплавах. Он является одним из основоположников в нашей стране такого актуального научного направления, как исследование зернограничной и межфазной диффузии в сплавах и тонких пленках. Обширный цикл работ, выполненных им в этом направлении, позволил раскрыть влияние структуры границ зерен в сплавах на диффузию в них.

Под руководством Б. С. Бокштейна выполнили и защитили кандидатские диссертации 30 научных сотрудников и аспирантов, он был консультантом по выполнению более 10 докторских диссертаций. Ре-



зультаты исследований Б. С. Бокштейна опубликованы более чем в 150 статьях и 7 монографиях.

Для Б. С. Бокштейна характерно живое участие в научно-организационной работе. Он входил в состав Организационных комитетов целого ряда конференций, семинаров и симпозиумов как у нас в стране, так и международных, неоднократно выступал на таких конференциях с международными докладами. Б. С. Бокштейн является членом научных советов при Российской Академии Наук – "Конструкционные материалы для новой техники", "Физика металлов" и "Физика, химия и механика поверхности".

Научная деятельность Б. С. Бокштейна была поддержана Международным Научным Фондом (Фонд Сороса) с присуждением ему звания Соросовского профессора.

Свое шестидесятилетие Б. С. Бокштейн встречает в расцвете творческих сил.

Поздравляем Бориса Самуиловича с юбилеем и желаем ему дальнейшей активной творческой деятельности как в области научной, так и учебно-педагогической работы.

Коллектив кафедры физической химии Московского государственного института стали и сплавов.

СОДЕРЖАНИЕ

ФИЗИЧЕСКАЯ ХИМИЯ И ТЕОРИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Большов Л.А. Точные методы статистической термодинамики бинарных и многокомпонентных многоконцентрированных сплавов 1

Пак В.В., Ехилевский С.Г. О возможности бесконтактных изменений плотности и поверхностного натяжения жидких металлов 8

Москаленко А.С., Григорьев С.М. Некоторые физико-химические закономерности получения металлизированной окатины прецизионного сплава типа ПК 11

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧУГУНА

Шангин П.А., Борисов В.М., Крашенинников М.Г. Исследование тугоплавкого сплава, полученного алюмотермическим восстановлением хвостов обогащения сульфидных руд 14

МЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ

Поволоцкий Д.Я., Зырянов С.В. Десульфурация высокохромистой нержавеющей стали в процессе аргоно-кислородного рафинирования 17

Кадиров М.К. Моделирование продувки жидкой стали в ковше под вакуумом инертным газом 20

Королькова Л.П., Меркер Э.Э., Коллекционова Е.С. Математическая модель дожига оксида углерода в конвертере 24

Стулов В.В., Одинокое В.И. Теплообмен в кристаллизаторе при непрерывной разливке с деформацией металла 27

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

Николаев В.А. Распределение давления и обжатий между вальцами при несимметричной прокатке 28

Бровман Г.В. Пластическое течение в конической матрице с жесткими зондами 30

Кузнецов Л.А. Исследование неустойчивости воспроизведения металлургической технологии 33

Блюмин С.Л., Подгослав А.К., Тарасов А.А. Алгоритмы блочной пошаговой линейной и нелинейной регрессии в оптимальном моделировании технологических связей 37

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Жуков А.А. Анализ дендритной и эвтектической микроликвации кремния в доэвтектических и эвтектических сплавах железа - углерод - кремний 42

Иванов С.С. Хрупкое разрушение высокопрочной стали с коррозийной трещиной в нейтральной среде 45

Титлянов А.Е., Радюк А.Г. К оценке эффективности работы алюминиевых газотермических покрытий в тепловых экранах на ШПС горячей прокатки 46

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Тен Э.Б., Беловодский В.Б., Маслов А.В., Волков М.М. Повышение эффективности продувки расплава инертным газом в ковшах малой вместимости 49

Знаменский Л.Г., Кулаков Б.А., Дубровин В.К. Модель и методы расчета параметров Al3n/C процесса формообразования 52

Скребецов А.М., Дан Л.А., Киличкин В.В. Исследование воздействий на свободную поверхность затвердевающей отливки или слитка 54

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ ТЕПЛОТЕХНИКА

Коршиков В.Д., Бянкин И.Г., Мальцев С.В., Соломенцев С.Л. Анализ напряженно-деформированного состояния футеровки камеры горения воздухонагревателя 58

Кишин П.И. Комплекс местных отсосов для улавливания и отвода газов при работе конвертеров 60

Безбабный С.Г., Павленко Ю.П., Осипенко В.Д. Исследование рециркуляции газов в системах газоочисток 63

Рыжков В.Г., Павленко Ю.П. Исследование критичности рециркуляции в замкнутом контуре печи 66

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Бабайцев И.В., Морозова О.В., Толстов А.К. Расчет кинетических параметров окисления порошков ферросплавов в предвоспламенительном периоде 68

Жак А.Р., Деткова Т.В., Колесова И.А. Равновесные концентрации оксидов азота в агломерационных газах 69

Скуридин Ф.Л., Пареньков А.Е., Юсфин Ю.С. Эффективность выплавки перелетного чугуна с использованием оксидов РЗМ 70

Васильев П.Г., Ризун Д.В. К вопросу об определении температуры газов около стел домновой печи 71

Булгаков В.Г., Бондарев Ю.А., Агеев Е.Е. Использование брикетов из отходов металлургического производства для частичной или полной замены перелетного чугуна при выплавке стали 72

Вдовин К.И., Понурко И.В., Сулакова Л.П. Определение некоторых параметров экзотермического модификатора 73

Рождественский Ю.В. Совершенствование технологии прокатки рельсов 74

Беляничков Л.И., Боровских Д.В., Асонов И.В. Математическое моделирование процесса диспергирования металла в вакуумном растворяющем газом 75

К 60 летию Бориса Самуиловича Бокштейна 77

CONTENTS

PHYSICAL CHEMISTRY AND THEORY OF METALLURGICAL PROCESSES

- Bol'shov L.A. High accuracy methods of statistical thermodynamics of binary and multicomponent low alloys
- Pak V.V., Ekhilevskij S.G. On the possibility of contactless measurements of density and surface tension of liquid metals
- Moskalenko A.S., Grigorenko S.M. Some physicochemical regularities of metallized scale of precision alloy type NK

IRON METALLURGY

- Shangin N.A., Borisov V.M., Krashenninikov M.G. Study of refractory alloy produced by aluminothermic reduction of sulfide ore tailings

STEEL METALLURGY

- Povolotskiy D.Ya., Zyryanov S.V. High chromium stainless steel desulfurizing in the process of argon oxygen refining
- Kadrov M.K. Simulation of liquid steel blowing with inert gas in a ladle in vacuum
- Korolkova L.N., Merker E.H., Kolesnikova E.S. Mathematical model of complete burning of carbon oxide in a converter
- Stulov V.V., Odinokov V.I. Heat exchange in a mold on continuous casting with metal deformation

METALS WORKING

- Nikolaev V.A. Distribution of pressure and reductions between rolls on asymmetric rolling
- Brovman T.V. Plastic flow in conical die with rigid zones
- Kuznetsov L.A. Study of instability of reproducibility for metallurgical technology
- Blyumin S.L., Pogodaev A.K., Tarasov A.A. Algorithms of block step by step linear and nonlinear regression in optimal modeling of technological links

PHYSICAL METALLURGY AND HEAT TREATMENT OF METALS

- Zhukov A.A. Analysis of dendritic and eutectic silicon microsegregation in hypoeutectic and eutectic iron-carbon-silicon alloys
- Ivanov S.S. Brittle fracture of high strength steel with corrosion crack in neutral environment

- Titlyanov A.E., Radyuk A.G. To the estimation of efficiency of operation for aluminum gas thermal coatings in heat shields at hot ball rolling mills

FOUNDRY

- Ten E.H.B., Belovodskij V.B., Maslov A.V., Volkov M.M. Improvement of efficiency of inert gas melt blowing in low capacity ladles
- Znamenskij L.G., Kulakov B.A., Dubrovin V.K. Calculation model and technique for parameters of AlZnS process of forming
- Skrebtsov A.M., Dan L.A., Kilochkin V.V. Study of effects on free surface of solidifying ingot or casting

METALLURGICAL HEAT ENGINEERING

- Korshikov V.D., Byankin I.G., Maltsev S.V., Solomentsev S.L. Analysis of stress strained state of lining of combustion chamber of air heater
- Kilin P.I. Complex of local suckers for gas catching and removal on converter operation
- Bezbabuyij S.G., Pavlenko Yu.P., Osipenko V.D. Study of gas recirculation in gas cleaning systems
- Ryzhkov V.G., Pavlenko Yu.P. Study of recirculation multiplicity in closed loop of furnace

BRIEF COMMUNICATIONS

- Babajtsev I.V., Morozova O.V., Tolshov A.K. Calculation of kinetic parameters of ferroalloy powder oxidation in precombustion period
- Zhak A.R., Detkova T.V., Kolesova I.A. Equilibrium concentration of nitrogen oxides in agglomeration gases
- Skuridin F.L., Parenkov A.E., Ysfin Yu.S. Efficiency of conversion pig iron melting using RZM oxides
- Vasil'ev P.G., Ryzun D.V. On the problem of gas temperature determination in the vicinity of blast furnace walls
- Bulgakov V.G., Bondarev Yu.A., Ageev E.E. Use of metallurgical waste briquettes for partial or total substitution of conversion pig iron on steel melting
- Vdovin K.N., Ponurko I.V., Sudakova L.P. Determination of some parameters of exothermal modifier
- Rozhdestvenskiy Yu.V. Improvements in rail rolling technology
- Belyanchikov L.N., Borovskikh D.V., Asonov I.V. Mathematical modeling of metal dispersing with dissolved gas in vacuum
- To 60th anniversary of Boris Samuilovich Bokstein

**ОТКРЫТА ПОДПИСКА
НА ПЕРВОЕ ПОЛУГОДИЕ 1996 ГОДА**

на научно-технический журнал

**ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ
ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ**

Издается с января 1958 года

В ЖУРНАЛЕ ПУБЛИКУЮТСЯ СТАТЬИ, СОДЕРЖАЩИЕ НАИБОЛЕЕ СУЩЕСТВЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ НАУЧНО ТЕОРЕТИЧЕСКИХ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ, А ТАКЖЕ ИТОГИ РАБОТ ПРОБЛЕМНОГО ХАРАКТЕРА В СЛЕДУЮЩИХ ОБЛАСТЯХ

*ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ И ТЕОРИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ
МЕТАЛЛУРГИИ ЧУГУЛА
МЕТАЛЛУРГИИ СТАЛИ
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ
ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ
ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ
МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ
ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ТЕПЛОТЕХНИКИ
АВТОМАТИЗАЦИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ
МЕХАНИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДОВ
АВТОМАТИЗАЦИИ МЕХАНИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ
ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ОСНОВ АНАЛИЗА И КОНТРОЛЯ В МЕТАЛЛУРГИИ
ЭКОНОМИКИ И ОРГАНИЗАЦИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА
ЭКОЛОГИИ И ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ
УЧЕБНО МЕТОДИЧЕСКОЙ РАБОТЫ*

ЖУРНАЛ ПРЕДНАЗНАЧЕН ДЛЯ ПРОФЕССОРСКО ПРЕПОДАВАТЕЛЬСКОГО СОСТАВА И НАУЧНЫХ РАБОТНИКОВ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ И НАУЧНО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ ИНСТИТУТОВ, ИНЖЕНЕРНО ТЕХНИЧЕСКИХ РАБОТНИКОВ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ И ПРОЕКТНЫХ ОРГАНИЗАЦИЙ

ЖУРНАЛ ВЫХОДИТ ЕЖЕМЕСЯЧНО

ПОДПИСКА ПРИНИМАЕТСЯ ГОРОДСКИМИ И РАЙОННЫМИ ОТДЕЛЕНИЯМИ СВЯЗИ, А ТАКЖЕ ОБЩЕСТВЕННЫМИ УПОЛНОМОЧЕННЫМИ ИНДЕКС ИЗДАНИЯ - 70383

А Д Р Е С А Р Е Д А К Ц И И

**117936 МОСКВА, В 49, ЛЕНИНСКИЙ ПРОСПЕКТ, Д 4,
МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ИНСТИТУТ СТАЛИ И СПЛАВОВ
(ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ),**

ТЕЛ 236 - 14 27

**654080 НОВОКУЗНЕЦК, 80, КЕМЕРОВСКОЙ ОБЛ, УЛ КИРОВА, Д 42,
СИБИРСКАЯ ГОСУДАРСТВЕННАЯ ГОРНО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ АКАДЕМИЯ,
ТЕЛ 44 - 86 - 28**

Художественный редактор *Л В Коновалова*

Корректор *Е В Жакова*

Сдано в набор 17 07 95 Подписано в печать 21 08 95 Формат 60×88¹/₈ Бум офсетная № 2
Офсетная печать Усл печ л 10 0 Уг изд л 11,1 Тираж 630 экз Заказ 169

Оригинал макет изготовлен МП "ЭЛНОТ"
117936, Москва, 2 ой Донской пр д д 96

Опечатано в типографии МИСиС
117419, Москва, ул Орджоникидзе, д 8/9